

Japanese Unexamined Patent Application Publication No. 2001-339111

[Claims]

[Claim 1] A spin-valve thin-film magnetic element comprising: a multilayer laminate including an antiferromagnetic layer, a pinned magnetic layer in contact with the antiferromagnetic layer and whose magnetization is fixed by an exchange anisotropic magnetic field with the antiferromagnetic layer, a nonmagnetic conductive layer on the pinned magnetic layer, and a free magnetic layer on the nonmagnetic conductive layer; a bias layer for orienting the magnetization of the free magnetic layer in a direction crossing the magnetization direction of the pinned magnetic layer; a ferromagnetic layer in contact with the bias layer; a conducting layer for applying a sense current to the free magnetic layer, wherein the ferromagnetic layer is divided into two layers by a nonmagnetic interlayer, and the divided two layers are put into a ferrimagnetic state in which the magnetizations thereof are antiparallel to each other.

[Claim 2] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 1, wherein the ferromagnetic layer disposed on the free magnetic layer and is divided into two portions by a space equivalent to the track width; the bias layer is disposed on each portion of the ferromagnetic layer; and the conducting layer is disposed on each bias layer.

[Claim 3] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 1, wherein the bias layer is disposed at both side in the track width direction of the multilayer laminate; the ferromagnetic layer is disposed on each bias layer; and the conducting layer is disposed on each ferromagnetic layer.

[Claim 4] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 3, wherein at least one of the pinned magnetic layer and the free magnetic layer is divided into two layers by a nonmagnetic interlayer, and the magnetizations of the divided two layers are put into a ferrimagnetic state in which the magnetizations thereof are antiparallel to each other.

[Claim 5] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 4, wherein the ferromagnetic layer comprises a metal containing at least one element selected from the group consisting of Ni, Fe, and Co.

[Claim 6] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 5, wherein the bias layer comprises an alloy containing Mn and at least one element selected from the group consisting of Pt, Pd, Rh, Fe, Ru, Ir, Os, Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe, and Kr.

[Claim 7] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 5, wherein the bias layer comprises at least one alloy selected from the group consisting of NiO, α -Fe₂O₃, and CoO.

[Claim 8] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 7, wherein the antiferromagnetic layer comprises an alloy containing Mn and at least one element selected from the group consisting of Pt, Pd, Rh, Ru, Ir, Os, Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe, and Kr.

[Claim 9] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 8, wherein the bias layer comprises an antiferromagnetic material subjected to heat treatment at a temperature lower than the heat treatment temperature of the antiferromagnetic layer, or not subjected to heat treatment.

[Claim 10] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 9, wherein the free magnetic layer comprises a first magnetic layer and a second magnetic layer with a nonmagnetic interlayer therebetween, and the first magnetic layer and the second magnetic layer are put into a ferrimagnetic state in which the magnetization directions thereof are antiparallel to each other, and wherein at least one of the first and second magnetic layers comprises a CoFeNi alloy and the nonmagnetic interlayer comprises Ru.

[Claim 11] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 10, wherein the first magnetic layer of the free magnetic layer including the first magnetic layer and the second magnetic layer lies between the nonmagnetic

conductive layer and the nonmagnetic interlayer, and the first magnetic layer comprises a CoFeNi alloy.

[Claim 12] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 10, wherein both the first magnetic layer and the second magnetic layer of the free magnetic layer comprise a CoFeNi alloy.

[Claim 13] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 10 to 12, wherein the CoFeNi alloy constituting the first magnetic layer and/or second magnetic layer of the free magnetic layer comprises 9 to 17 atomic percent of Fe, 0.5 to 10 atomic percent of Ni, and the balance being Co.

[Claim 14] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 9, wherein the free magnetic layer comprises a first magnetic layer and a second magnetic layer with a nonmagnetic interlayer therebetween, and the first magnetic layer and the second magnetic layer are put into a ferrimagnetic state in which the magnetization directions thereof are antiparallel to each other, and wherein the first magnetic layer lies between the nonmagnetic conductive layer and the nonmagnetic interlayer, the first magnetic layer comprises a CoFe alloy layer and a CoFeNi alloy layer, and the CoFe alloy layer is disposed at the nonmagnetic conductive layer side.

[Claim 15] A spin-valve thin-film magnetic element

according to Claim 14, wherein the second magnetic layer of the free magnetic layer comprises a CoFeNi alloy.

[Claim 16] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 14 or 15, wherein the CoFeNi alloy constituting the first magnetic layer and/or second magnetic layer of the free magnetic layer comprises 7 to 15 atomic percent of Fe, 5 to 15 atomic percent of Ni, and the balance being Co.

[Claim 17] A spin-valve thin-film magnetic element according to any one of Claims 1 to 16, wherein the ferromagnetic layer comprises a first magnetic layer and a second magnetic layer with a nonmagnetic interlayer therebetween, and the first magnetic layer and the second magnetic layer are put into a ferrimagnetic state in which the magnetization direction thereof are antiparallel to each other, and wherein at least one of the first and second magnetic layers comprises a CoFeNi alloy and the nonmagnetic interlayer comprises Ru.

[Claim 18] A spin-valve thin-film magnetic element according to Claim 17, wherein both the first magnetic layer and the second magnetic layer of the ferromagnetic layer comprise a CoFeNi alloy.

[Claim 19] A thin-film magnetic head comprising a slider having a spin-valve thin-film magnetic element as set forth in any one of Claims 1 to 18.

[0060] In the spin-valve thin-film magnetic element 1, the magnetic thickness of the first ferromagnetic layer 7a is slightly larger than that of the second ferromagnetic layer 7b, and the difference in magnetic thickness between the first and second ferromagnetic layers is reduced. Consequently, a large exchange coupling magnetic field (exchange anisotropic magnetic field) is generated at the interface between the first ferromagnetic layer 7a of the ferromagnetic layer 7 and the bias layer 6. The large exchange coupling magnetic field (exchange anisotropic magnetic field) generated at the interface between the first ferromagnetic layer 7a and the bias layer 6 firmly fixes the magnetization of the first ferromagnetic layer 7a in the X1 direction, in Fig. 1. By firmly fixing the magnetization of the first ferromagnetic layer 7a in X1 direction, the magnetization of the second ferromagnetic layer 7b is firmly fixed antiparallel to the magnetization direction of the first ferromagnetic layer 7a; hence the first and second ferromagnetic layers 7a and 7b are put into a ferrimagnetic state in which the magnetization directions of the first and second ferromagnetic layers are antiparallel to each other. Since the magnetization of the second ferromagnetic layer is firmly fixed antiparallel to the X1 direction, the pinning magnetic field of an exchange bias for orienting the

magnetization of the free magnetic layer 5 in a direction crossing the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 increases. Thus, the magnetization of the free magnetic layer 5 is certainly oriented in a direction antiparallel to the X_1 direction and the free magnetic layer is put into a single magnetic domain state.

(11)特許出願公開番号

(P2001-339111A)

(43)公開日 平成13年12月7日(2001.12.7)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	ページト*(参考)
H 0 1 L 43/08		H 0 1 L 43/08	Z
G 0 1 R 33/09		G 1 1 B 5/39	
G 1 1 B 5/39		H 0 1 F 10/16	
H 0 1 F 10/16		10/30	
10/30		10/32	
審査請求 有 請求項の数19 O L (全 32 頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号	特願2001-86261(P2001-86261)	(71)出願人	000010098 アルプス電気株式会社 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
(22)出願日	平成13年3月23日(2001.3.23)	(72)発明者	大嶋 正弘 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
(31)優先権主張番号	特願2000-85287(P2000-85287)	(72)発明者	斎藤 正路 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内
(32)優先日	平成12年3月24日(2000.3.24)	(74)代理人	100064908 弁理士 志賀 正武 (外6名)
(33)優先権主張国	日本(JP)		

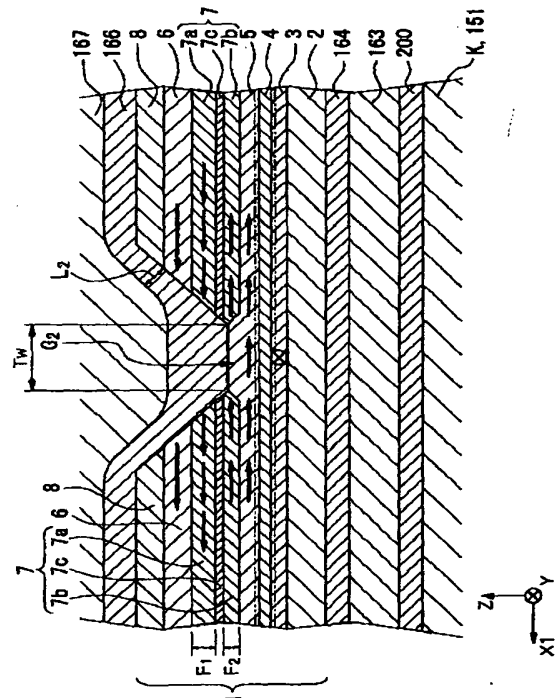
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 Ba^{2+} 層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界を向上させることにより Gd^{3+} -磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えることができ、また、従来の Sr^{2+} / Ba^{2+} 型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界を得る場合、従来の Sr^{2+} / Ba^{2+} 型薄膜磁気素子よりも Ba^{2+} 層の厚みを薄くできる Sr^{2+} / Ba^{2+} 型薄膜磁気素子の提供。

【解決手段】 反強磁性層 2 と、反強磁性層 2 との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層 3 と、非磁性導電層 4 と、 π -磁性層 5 とからなる積層体と、 π -磁性層 5 の磁化方向を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるパルス層 6、6 と、層 6、6 に接して形成された強磁性層 7、7 と、 π -磁性層 5 に検出電流を与える導電層 8、8 とを有し、強磁性層 7、7 は、非磁性中間層 7c を介して 2 つに分断され、分断された層 7a、7b どうして磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされたスピナル型薄膜磁気素子 1。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子であり、前記強磁性層は、非磁性中間層を介して 2 つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 2】 前記強磁性層は前記フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置され、これらの強磁性層上にそれぞれ前記バイアス層が設けられ、さらにこれらバイアス層上にそれぞれ前記導電層が設けられたことを特徴とする請求項 1 に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 3】 前記バイアス層は前記積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれ設けられ、これらのバイアス層上にそれぞれ前記強磁性層が設けられ、さらにこれら強磁性層上にそれぞれ前記導電層が設けられたことを特徴とする請求項 1 に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 4】 前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して 2 つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とする請求項 1 乃至 3 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 5】 前記強磁性層は、Ni、Fe、Co のいずれか 1 種または 2 種以上の元素を含む金属からなることを特徴とする請求項 1 乃至請求項 4 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 6】 前記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Fe、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなることを特徴とする請求項 1 乃至 5 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 7】 前記バイアス層は、NiO、 α -Fe₂O₃、CoO のうちから選択される 1 種以上の合金からなることを特徴とする請求項 1 乃至 5 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 8】 前記反強磁性層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素と、Mn とを含む合金からなることを特徴とする請求項 1 乃至 7 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 9】 前記バイアス層としては、前記反強磁性層より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料が用いられたことを特徴とする請求項 1 乃至 8 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 10】 前記フリー磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の少なくとも一方が CoFeNi 合金から形成されてなり、前記非磁性中間層が Ru からなるものであることを特徴とする請求項 1 乃至 9 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 11】 前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層と第 2 の磁性層のうち第 1 の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、前記第 1 の磁性層は CoFeNi 合金から形成されてなることを特徴とする請求項 10 に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 12】 前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層と第 2 の磁性層がいずれも CoFeNi 合金から形成されてなることを特徴とする請求項 10 に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 13】 前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層及び／又は第 2 の磁性層を構成する CoFeNi 合金の組成比は、Fe が 9 原子%以上 17 原子%以下、Ni が 0.5 原子%以上 10 原子%以下、残部が Co からなることを特徴とする請求項 10 乃至 12 のいずれか一項に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 14】 前記フリー磁性層が、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第 1 の磁性層と第 2 の磁性層とは磁化の向きが 180 度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第 1 の磁性層と第 2 の磁性層のうち第 1 の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、該第 1 の磁性層は CoFe 合金膜と CoFeNi 合金膜を積層して形成されてなり、該 CoFe 合金膜は前記非磁性導電層側に形成されていることを特徴とする請求項 1 乃至 9 のいずれかに記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 15】 前記フリー磁性層を構成する第 2 の磁性層が CoFeNi 合金から形成されていることを特徴とする請求項 14 に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 16】 前記フリー磁性層を構成する第 1 の磁性層及び／又は第 2 の磁性層を構成する CoFeNi 合金の組成比は、Fe が 7 原子%以上 15 原子%以下、Ni が 5 原子%以上 15 原子%以下、残部が Co からなることを特徴とする請求項 14 又は 15 のいずれか一項に記載のスピ

ンバルブ型薄膜磁気素子。【請求項 17】 前記強磁性層が、第 1 の磁性層と第 2

の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層の少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されてなり、前記非磁性中間層がRuからなるものであることを特徴とする請求項1乃至16のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項18】 前記強磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層がいずれもCoFeNi合金から形成されてなることを特徴とする請求項17に記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子。

【請求項19】 スライダに請求項1乃至請求項18のいずれかに記載のスピンバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、固定磁性層の固定磁化の方向と外部磁界の影響を受けるフリー磁性層の磁化の方向との関係で、電気抵抗が変化するスピンバルブ型薄膜磁気素子及びこのスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 磁気抵抗効果型の磁気ヘッドには、磁気抵抗効果を示す素子を備えたAMR (Anisotropic Magnetoresistive) ヘッドと、巨大磁気抵抗効果を示す素子を備えたGMR (Giant Magnetoresistive) ヘッドとがある。AMRヘッドにおいては、磁気抵抗効果を示す素子が磁性体からなる単層構造とされている。一方、GMRヘッドにおいては、素子が複数の材料が積層されてなる多層構造とされている。巨大磁気抵抗効果を生み出す構造にはいくつかの種類があるが、比較的構造が単純で、微弱な外部磁界に対して抵抗変化率が高いものとしてスピンバルブ型薄膜磁気素子がある。

【0003】 図9は、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子30の上下には、ギャップ層（絶縁層）を介してシールド層が形成されており、上記スピンバルブ型薄膜磁気素子30、ギャップ層及びシールド層で、再生用のGMRヘッドが構成されている。なお、上記再生用のGMRヘッドの上に、記録用のインダクティブヘッドが積層されていてもよい。このGMRヘッドは、インダクティブヘッドと共に浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて薄膜磁気ヘッドを構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出するものである。なお、図9において、磁気記録媒体の移動方向は図示Z方向であり、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向はY方向である。

【0004】 図9に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子30は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー

磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンバルブ型薄膜磁気素子である。

【0005】 図9において、符号33は下部シールド層33であり、この下部シールド層33上に下部ギャップ層（絶縁層）31が形成されており、このギャップ層31上に反強磁性層22が形成されている。さらに、反強磁性層22の上には、固定磁性層23が形成され、この固定磁性層23の上には、Cuなどで形成された非磁性導電層24が形成され、さらに、非磁性導電層24の上には、フリー磁性層25が形成されている。また、フリー磁性層25の上には、例えば、NiFe合金からなる一対の強磁性層27、27を介して一対のバイアス層26、26が図示X1方向に沿って離間して積層されている。さらにこのバイアス層26、26の上には、Cuなどで形成された一対の導電層28、28が設けられている。さらに、導電層28、28及びフリー磁性層25を覆うAl₂O₃などからなるギャップ層32が積層されている。そして、このギャップ層（上部ギャップ層）32上にシールド層（上部シールド層）34が積層されている。

【0006】 反強磁性層22は、FeMn合金等の反強磁性材料からなるもので、固定磁性層23に接して積層されていて、固定磁性層23と反強磁性層22との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）を発現させ、固定磁性層23の磁化方向を図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定させる。固定磁性層23は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金などにより形成されている。

【0007】 また、バイアス層26、26は、IrMn合金等の反強磁性材料からなるもので、強磁性層27、27に接して積層されていて、バイアス層26との強磁性層27との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）を発現させ、この交換結合磁界によりフリー磁性層25の磁化方向が図示X1方向と反対方向に揃えられ、フリー磁性層25が単磁区化されてバルクハウゼンノイズが抑制される。これにより、フリー磁性層26の磁化方向と固定磁性層23の磁化方向とが交差する関係になる。また、一対のバイアス層26、26が互いに離間して積層されるため、フリー磁性層25上にバイアス層26が積層されない部分が生じ、この部分が薄膜磁気ヘッドのトラック部G₂となる。

【0008】 このスピンバルブ型薄膜磁気素子30においては、導電層28からフリー磁性層25、非磁性導電層24、固定磁性層23に定常電流が与えられ、Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に沿って与えられると、フリー磁性層25の磁化方向が、図示X1方向と反対方向からY方向に向けて変動する。このフリー磁性層25内での磁化方向の変動と固定磁性層23の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ

10

20

30

40

50

磁界が検出される。ところで、図9に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子30は、反強磁性材料からなるバイアス層26を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層25の磁化方向を固定磁性層23の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、図9に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子30においては、バイアス層26や反強磁性層22は熱に弱いInMnなどの反強磁性材料を用いて形成されているために、スピンバルブ型薄膜磁気素子の製造工程で200℃以上の熱処理を行うときや、磁気ヘッドとして使用する際に定常検出電流による発熱により、バイアス層26に熱がかかると、バイアス層26と強磁性層27との界面に発現する交換結合磁界(Hex)が減少し、これによってフリー磁性層25の磁化方向を図示X1方向と反対方向に揃えるエクステンジバイアスのピンニング磁界が弱くなり、フリー磁性層25の磁区制御に悪影響を及ぼし、安定性が悪く、問題となっていた。

【0010】また、バイアス層26や導電層28をいわゆるリフトオフ法により形成した場合には、バイアス層26のトラック部近傍の部分26aの膜厚が薄くなってしまうため、バイアス層26のトラック部近傍の部分26aと強磁性層27との界面に発現する交換結合磁界が低下し、強磁性層27のトラック部近傍の部分27aの磁化の向きが乱れて図示X1方向と反対方向に揃わなくなり、これによりフリー磁性層25のトラック部両側部分25aの磁化方向が図示X1方向と反対方向に揃わなくなり、トラック幅Twの両端の再生波形が異常になってしまう、問題となっていた。

【0011】また、フリー磁性層25の磁化方向を確実に揃えるためには、バイアス層26の厚みを50nm程度と厚くする必要があり、また、導電層28も検出電流を流すためある程度の厚さが必要とされるので、ギャップ層32のトラック部近傍にできる段差32aが大きくなり、このスピンバルブ型薄膜磁気素子の上に積層される記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となってしまう、磁気記録媒体に記録される磁気記録パターンがいびつな形状となって、再生時にエラーの原因となる可能性があった。また、このようにバイアス層26、導電層28の厚みが厚くなると、これらバイアス層26や導電層28と上部シールド層34との距離L1が短くなり、シールド層34とスピンバルブ型薄膜磁気素子3の間の絶縁性を確保するのが困難であった。

【0012】本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであって、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界(Hex)を向上させることにより、フリー磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック

幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界(バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界)を得る場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるスピンバルブ型薄膜磁気素子及びこのスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを提供することを課題としている。

【0013】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、上記フリー磁性層の磁化方向を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、上記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピンバルブ型薄膜磁気素子であり、上記強磁性層は、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうして磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものである。

【0014】このようなスピンバルブ型薄膜磁気素子は、2つに分断された強磁性層のうち上記バイアス層に接する方の強磁性層(第1の強磁性層)と上記バイアス層との界面にて交換結合磁界(交換異方性磁界)が発生する。ここで発生する交換結合磁界は、スピンバルブ型薄膜磁気素子の製造工程で200℃以上の熱処理を行うときや、磁気ヘッドとして使用する際に定常検出電流による発熱により、バイアス層に熱がかかっても、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子のバイアス層と強磁性層との界面に生じる交換結合磁界よりも大きいものが得られる。本発明において大きな交換結合磁界が得られるのは、交換結合磁界は強磁性層の磁気的膜厚が小さいほど大きいものが得られるので、上記第1の強磁性層と第2の強磁性層が異なる厚み(異なる磁気的膜厚)を有するようにすることにより、これら第1と第2の強磁性層の磁気的膜厚の差が、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子の強磁性層の磁気的膜厚より小さくなるため、従来より大きな交換結合磁界が得られる。

【0015】そして、本発明では上記第1の強磁性層と上記バイアス層との界面に発生した大きな交換結合磁界(交換異方性磁界)により第1の強磁性層の磁化がある一方向(例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向)に強固に固定されると、上記非磁性中間層を介して上記第1の強磁性層と対向する第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向(例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方

向と反対方向)に強固に固定され、第1と第2の強磁性層の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態とすることができる。そして、このように第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向(例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向)に強固に固定されているので、上記フリー磁性層の磁化を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層が単磁区化され易くなるため、フリー磁性層の磁区制御を良好に行うことができ、安定性が向上する。

【0016】また、バイアス層や導電層をいわゆるリフトオフ法により形成した場合などにおいて、バイアス層のトラック部近傍の部分の膜厚が薄くなっても、バイアス層の厚みが薄い部分と第1の強磁性層の界面に発現する交換結合磁界は従来のものと比べて大きく、第1の強磁性層のトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、ある一方向(例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向と交差する方向)に揃っており、これにより第2の強磁性層の磁化もトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、第1の強磁性層の磁化と反平行方向(例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向の反対方向)に揃うので、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、フリー磁性層の磁化方向が上記第2の強磁性層の磁化方向と同じ方向(例えば、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向の反対方向)に揃えることができ、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

【0017】また、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界(バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界)を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子の上に積層される記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッドの書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。また、上記のようにバイアス層の厚みを薄くできるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、このシールド層とスピバルブ

ブ型薄膜磁気素子の間の絶縁性が確保しやすい。従って、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子によれば、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界(Hex)の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0018】また、上記の構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記強磁性層は上記フリー磁性層の上にトラック幅に相当する間隔を開けて配置され、これらの強磁性層上にそれぞれ上記バイアス層が設けられ、さらにこれらバイアス層上にそれぞれ上記導電層が設けられたものであってもよい。また、上記の構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層は上記積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれ設けられ、これらのバイアス層上にそれぞれ上記強磁性層が設けられ、さらにこれら強磁性層上にそれぞれ上記導電層が設けられたものであってもよい。

【0019】さらに、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記固定磁性層と上記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたものであってもよい。少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピバルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0020】さらにまた、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記強磁性層は、Ni、Fe、Coのいずれか1種または2種以上の元素を含む金属から構成されていることが好ましい。また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金から構成されていることが好ましい。また、上記バイアス層は、NiO、 α -Fe₂O₃、CoOのうちから選択される1種以上の合金から構成されていてもよい。このようなスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層が、

上記の合金から構成したことにより、熱処理を施さなくとも、あるいは上記反強磁性層よりも熱処理温度を低くしても、強磁性層との界面に発現する交換結合磁界を向上でき、上記フリー磁性層の磁化方向を一方に確実に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界を十分大きくでき、また、交換異方性磁界の温度特性が良好で、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合も、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が従来のものに比べて大きくでき、耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0021】また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記反強磁性層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnを含む合金から構成されていることが好ましい。このようなスピバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層が、上記の合金からなるものであるため、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性、耐食性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。また、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピバルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。さらにまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、プロセッシング温度が高いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することができる。

【0022】また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子において、上記バイアス層としては、上記反強磁性層より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料を用いることが好ましい。それは、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子を製造する際に、上記バイアス層の熱処理温度を上記反強磁性層の熱処理温度より低くすることができ、上記バイアス層の熱処理温度により反強磁性層の交換異方性磁界が減少するのを防止できる。

【0023】また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子において、前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層の少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されてなり、前記非磁性中間層がRuからなるものであることが好ましい。かかる構成のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、

前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層のうち第1の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、前記第1の磁性層はCoFeNi合金から形成されてなることがより好ましい。前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層がいずれもCoFeNi合金から形成されてなることがさらに好ましい。

【0024】前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がNiFeから形成されていると、Ruからなる非磁性中間層を介して第1の磁性層と第2の磁性層との間に発生する反平行結合状態（フェリ磁性状態）の強さを示すスピフロップ磁界（Hsf）や飽和磁界（Hs）が小さくなり、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度よく回転させる効果が充分期待できないことがある。また、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がCo又はCoFeのみから形成されていると、NiFeを用いる場合に比べてHsfやHsは大きくできるものの、フリー磁性層の保磁力（Hc）も大きくなり軟磁気特性が低下し、また、磁歪（λs）を0にするのが難しくなってしまう、使用時に応力がかかる薄膜磁気ヘッドに用いるには特性において不満がある。

【0025】本発明では特に前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層の少なくとも一方をCoFeNi合金から形成すれば、NiFeを用いる場合に比べてスピフロップ磁界（Hsf）や飽和磁界（Hs）を大きくでき、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることができる。また、フリー磁性層の保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪（λs）を0付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。上記HsfやHsについては後で詳細に説明する。

【0026】前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層及び／又は第2の磁性層を構成するCoFeNi合金の組成比は、Feが9原子%以上17原子%以下、Niが0.5原子%以上10原子%以下、残部がCoからなることがフリー磁性層の保磁力（Hc）を概ね10 Oe（800 A/m）以下とでき、また、磁歪（λs）を概ね（ -3×10^{-6} ）以上、（ $+3 \times 10^{-6}$ ）以下とでき、これによってフリー磁性層の軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層の磁歪を0に調整し易い点で好ましい。また、上記非磁性導電層がCuから構成されている場合にこの非磁性導電層とNiの拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることもできる点で好ましい。

【0027】図12には、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるフリー磁性層のM-H曲線の模式図を示す。このM-H曲線は、後述する図10に示す構成のスピバルブ型薄膜磁気素子のフリー磁性層75aに相当する薄膜（バイアス層等が付いていない状態）に対して磁化容易軸方向（トラック幅方向に相当する方向）から外部磁界Hを印加したときの、薄膜（フリー磁性層75a）の磁化Mの変化を示したものである。外部磁界Hがバイアス層7dからのバイアス磁界に相当する。また、図12中、F₁で示す矢印は、第1のフリー磁性層（第1の磁性層）56aの磁化方向を表し、F₂で示す矢印は、第2のフリー磁性層（第2の磁性層）60aの磁化方向を表す。

【0028】図12に示すように、外部磁界Hの絶対値が小さいときは、第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aが反強磁性的に結合した状態、即ち矢印F₁及び矢印F₂の方向が反平行になっているが、外部磁界Hの絶対値の大きさがある値を超えると、フェリ磁性状態が保てなくなる（フェリ磁性状態がくずれ始める）。これがスピフロップ転移である。またこのスピフロップ転移が起きたときの外部磁界の大きさがスピフロップ磁界（H_{sf}）であり、図12ではH_{sf}で示している。そして、さらに外部磁界Hの絶対値をスピフロップ磁界より大きくしていくと、F₁は元の方向と180°異なる方向を向き、F₁、F₂が共に磁界印加方向に飽和し平行となり、フェリ磁性状態が完全に壊れてしまう。これが飽和磁界（H_s）であり、図12ではH_sで示している。従って、外部磁界Hの絶対値がH_{sf}以内であれば反平行結合状態は保たれることになり、また、外部磁界Hの絶対値がH_sより小さければ反平行結合状態は完全に壊れていないこととなるので、上記のスピフロップ磁界（H_{sf}）や飽和磁界（H_s）が大きい方が、フリー磁性層がフェリ磁性状態を保つ磁界の範囲が広くなり、フリー磁性層が安定してフェリ磁性状態を保つことができ、スピバルブ型薄膜磁気素子としての特性が良好であるといえるのである。

【0029】また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子において、前記フリー磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層のうち第1の磁性層が前記非磁性導電層と前記非磁性中間層の間に介在されており、該第1の磁性層はCoFe合金膜とCoFeNi合金膜を積層して形成されてなり、該CoFe合金膜は前記非磁性導電層側に形成されていることが好ましい。前記フリー磁性層を構成する第2の磁性層がCoFeNi合金から形成されていることがより好ましい。

【0030】かかる構成のスピバルブ型薄膜磁気素子

によれば、第1の磁性層と第2の磁性層のうち少なくとも第1の磁性層がCoFeNi合金を主体として形成されているので、NiFeを用いる場合に比べてH_{sf}やH_sを大きくでき、フリー磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることができる。また、フリー磁性層の保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪（λ_s）を0付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。

10 【0031】また、このスピバルブ型薄膜磁気素子では、特に、第1の磁性層はCoFe合金膜とCoFeNi合金膜を積層して形成されてなり、該CoFe合金膜は前記非磁性導電層側に形成されたことにより、上記非磁性導電層とNiの拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることでもある。

20 【0032】前記フリー磁性層を構成する第1の磁性層及び／又は第2の磁性層を構成するCoFeNi合金の組成比は、Feが7原子%以上15原子%以下、Niが5原子%以上15原子%以下、残部がCoからなることが、フリー磁性層の保磁力（H_c）を概ね800A/m（10Oe）以下とでき、また、磁歪（λ_s）を概ね（-3×10⁻⁶）以上、（+3×10⁻⁶）以下とでき、これによってフリー磁性層の軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層の磁歪を0に調整し易い点で好ましい。

【0033】また、上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記強磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間に非磁性中間層を介在させてなるものであり、第1の磁性層と第2の磁性層とは磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされており、前記第1の磁性層と第2の磁性層の少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されてなり、前記非磁性中間層がRuからなるものであることが好ましい。かかる構成のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、前記強磁性層を構成する第1の磁性層と第2の磁性層がいずれもCoFeNi合金から形成されてなることがより好ましい。

40 【0034】前記強磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層がNiFeから形成されていると、Ruからなる非磁性中間層を介して第1の磁性層と第2の磁性層との間に発生する反平行結合状態（フェリ磁性状態）の強さを示すスピフロップ磁界（H_{sf}）や飽和磁界（H_s）が小さくなり、強磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させる効果が充分期待できず、これによって本発明の主な目的であるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界（Hex）を向上させてフリー磁性層の磁化の方向を一方向に確実に揃えるといっ

た効果が充分得られない場合がある。

【0035】本発明では、特に前記強磁性層が、第1の磁性層と第2の磁性層の間にRuからなる非磁性中間層を介在させてなるものである場合に、第1の磁性層及び／又は第2の磁性層の少なくとも一方をCoFeNi合金から形成すれば、NiFeを用いる場合に比べてHsfやHsは大きくでき、強磁性層内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させることができる。従って、上記強磁性層を構成する第1と第2の磁性層のうち上記バイアス層に接する方の磁性層（第1の強磁性層）と上記バイアス層との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層の磁化がある一方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向）に強固に固定されると、上記非磁性中間層を介して上記第1の強磁性層と対向する第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定され、このとき第1と第2の強磁性層の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態が充分強くすることができる。

【0036】そして、このように第2の強磁性層の磁化は、第1の強磁性層の磁化と反平行方向（例えば磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向および磁気記録媒体の移動方向に交差する方向と反対方向）に強固に固定されているので、上記フリー磁性層の磁化を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層が単磁区化され易くなるため、フリー磁性層の磁区制御を良好に行うことができ、従ってサイドリーディングを引き起こすことを低減でき、トラック幅両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

【0037】また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のいずれかの構成の本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする。このような薄膜磁気ヘッドとすることで、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発生を防止でき、また、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。また、シールド層に大きな段差が発生するのを防止できるので、シールド層上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに

に、シールド層との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

【0038】

【発明の実施の形態】以下、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子の実施形態について、図面を参照して詳しく説明する。

【第1の実施形態】図1は、本発明の第1の実施形態であるスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図であり、図2および図3は、本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示した図である。

【0039】本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子1の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成され、スピバルブ型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドh₁が構成されている。なお、上記再生用のGMRヘッドh₁に、記録用のインダクティブヘッドh₂を積層してもよい。

【0040】このスピバルブ型薄膜磁気素子1を具備してなるGMRヘッドh₁は、図2に示すように、インダクティブヘッドh₂と共にスライダ151のトレーリング側端部151dに設けられて薄膜磁気ヘッド150を構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出することが可能になっている。なお、図1において、磁気記録媒体の移動方向は図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

【0041】図2に示す薄膜磁気ヘッド150は、スライダ151と、スライダ151の端面151dに備えられたGMRヘッドh₁及びインダクティブヘッドh₂を主体として構成されている。符号155は、スライダ151の磁気記録媒体の移動方向の上流側であるリーディング側を示し、符号156は、トレーリング側を示している。このスライダ151の媒体対向面152には、レール151a、151a、151bが形成され、各レール同士間には、エアグループ151c、151cとされている。

【0042】図3に示すように、GMRヘッドh₁は、スライダ151の端面151d上に形成されたAl₂O₃などからなる非磁性絶縁体の下地層200と、下地層200の上に形成された磁性合金からなる下部シールド層163と、下部シールド層163に積層された下部ギャップ層（下部絶縁層）164と、媒体対向面152から露出するスピバルブ型薄膜磁気素子1と、スピバルブ型薄膜磁気素子1及び下部ギャップ層164を覆う上部ギャップ層166と、上部ギャップ層（上部絶縁層）166を覆う上部シールド層167とから構成されている。上部シールド層167は、インダクティブヘッドh₂の下部コア層と兼用とされている。

【0043】インダクティブヘッドh₂は、下部コア層（上部シールド層）167と、下部コア層167に積層されたギャップ層174と、コイル176と、コイル1

76を覆う上部絶縁層177と、ギャップ層174に接合され、かつコイル176側にて下部コア層167に接合される上部コア層178とから構成されている。コイル176は、平面的に螺旋状となるようにパターン化されている。また、コイル176のほぼ中央部分にて上部コア層178の基端部178bが下部コア層167に磁氣的に接続されている。また、上部コア層178には、アルミナなどからなる保護層179が積層されている。

【0044】図1に示す第1の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンバルブ型薄膜磁気素子である。また、この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子1は、反強磁性材料をバイアス層として使用するエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。上記エクステンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピンバルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0045】図1において、符号Kは基板（図3の Al_2O_3-TiC セラミックスなどからなるスライダ151に相当する）を示している。この基板Kの上には、非磁性絶縁体の Al_2O_3 （アルミナ）からなる下地層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164を介して反強磁性層2が形成されている。さらに、上記反強磁性層2の上には、固定磁性層3が形成され、この固定磁性層3の上には、非磁性導電層4が形成され、さらに、上記非磁性導電層4の上には、フリー磁性層5が形成されている。これら反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5を順に積層したものから積層体が構成されている。また、フリー磁性層5の上には、強磁性層7、7がトラック幅 T_w に相当する間隔を開けて設けられている。上記強磁性層7、7の上には、バイアス層6、6が設けられ、上記バイアス層6、6の上には、導電層8、8が形成されている。図1中、符号 G_2 はトラック部である。

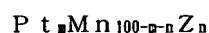
【0046】反強磁性層2は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものである。これらの合金からなる反強磁性層2は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

【0047】特に、反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



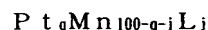
但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、 $48\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ である。

【0048】更に、上記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ である。

【0049】また、上記のスピンバルブ型薄膜磁気素子においては、上記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ である。また、組成比を示すq、jが、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることがより好ましい。

【0050】固定磁性層3は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金、CoNi合金などで形成されている。図1に示す固定磁性層3は、反強磁性層2に接して形成され、磁場で熱処理を施すことにより、固定磁性層3と上記反強磁性層2との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。上記固定磁性層3の磁化方向は、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に固定されている。

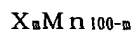
【0051】また、非磁性導電層4は、Cu、Au、Agなどの非磁性導電膜により形成されることが好ましい。また、上記フリー磁性層5は、固定磁性層3と同様の材質などで形成されることが好ましい。

【0052】強磁性層7は、非磁性中間層7cを介して第1の強磁性層7aと第2の強磁性層7bの2層に分断されている。第1の強磁性層7aはバイアス層6に接しており、非磁性中間層7cを介して第1の強磁性層7aと対向する第2の強磁性層7bはフリー磁性層5に接している。第1と第2の強磁性層7a、7bは、Ni、Fe、Coのいずれか1種または2種以上の元素を含む金属から形成されており、具体例としては、Co、Ni、Fe、Co-Fe合金、Co-Ni-Fe合金、CoNi合金、NiFe合金などから形成され、中でも、フリー磁性層5を構成する材料と同一の金属や合金で形成されることが好ましく、フリー磁性層5の表面がNiFe合金で形成されている場合は、強磁性層7をNiFe合金で形成することが好ましい。これは、強磁性層7を、フリー磁性層5を構成する材料と同一とした方が、強磁性層7とフリー磁性層5の界面での強磁性結合が確実となり、バイアス層6と強磁性層7との界面に発生させた交換結合磁界を強磁性層7を介してフリー磁性層5へ伝搬させることが可能となる。

【0053】また、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁氣的膜厚（飽和磁化と膜厚をかけた値）は異なるものであり、第1と第2の強磁性層7a、7bが同じ材料から形成されている場合、第1と第2の強磁性層7a、7bの膜厚が異なっており、この第1の実施形態では、第1の強磁性層7aの膜厚（磁氣的膜厚）が第2の強磁性層7bの膜厚（磁氣的膜厚）より僅かに大きくなるように形成されている。非磁性中間層7cは、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

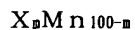
【0054】バイアス層6は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnを含む合金から構成されている。また、このバイアス層6は、NiO、 α -Fe₂O₃、CoOのうちから選択される1種以上の合金から構成されていてもよい。バイアス層6は、上記のいずれかの合金から構成されているので、反強磁性層2より低い熱処理温度で磁場中熱処理を施すことにより、あるいは、熱処理を施さなくても、強磁性層7の第1の強磁性層7aとの界面に発現する交換異方性磁界が大きくなり、フリー磁性層5の磁化方向を一方向に確実に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界を十分大きくできる。また、交換異方性磁界の温度特性が良好で、耐熱性に優れる。また、定常検出電流による発熱により熱がかかっても、強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界が従来のものに比べて大きくでき、耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない。

【0055】また、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。



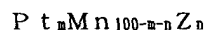
上記組成式中、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すmは、0原子% < m ≤ 21原子% または 36原子% ≤ m ≤ 60原子%である。

【0056】特に、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることがより好ましい。



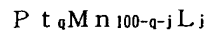
但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子% ≤ m ≤ 60原子%である。

【0057】さらに、バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子% ≤ m + n ≤ 60原子%、0.2原子% ≤ n ≤ 40原子%である。

【0058】さらにまた、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子においては、上記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子% ≤ q + j ≤ 60原子%、0.2原子% ≤ j ≤ 10原子%である。

【0059】また、バイアス層6を構成する合金としては、反強磁性層2より熱処理温度が低いものか、あるいは熱処理が施されていない反強磁性材料を用いることが、このバイアス層6の熱処理温度により反強磁性層2の交換異方性磁界が減少するのを防止できるからである。また、導電層8、8は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましい。

【0060】また、このスピバルブ型薄膜磁気素子1においては、第1の強磁性層7aの磁氣的膜厚が第2の強磁性層7bの磁氣的膜厚より僅かに大きく、これら第1と第2の磁氣的膜厚の差が小さくなるため、強磁性層7の第1の強磁性層7aとバイアス層6との界面に大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生している。そして、第1の強磁性層7aとバイアス層6との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層7aの磁化が図1ではX1方向に強固に固定されている。そして、このように第1の強磁性層7aの磁化がX1方向に強固に固定されたことにより、第2の強磁性層7bの磁化は、第1の強磁性層7aの磁化と反平行方向、図1ではX1方向と反対方向に強固に固定されており、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第2の強磁性層の磁化は、X1方向と反対方向に強固に固定されているので、フリー磁性層5の磁化を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、フリー磁性層5の磁化方向がX1方向と反対方向に確実に揃っており、フリー磁性層5が単磁区化されている。

【0061】このスピバルブ型薄膜磁気素子1においては、導電層8、8からフリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3に定常電流が与えられ、図示Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に与えられると、上記フリー磁性層5の磁化方向が図示X方向と反対方向から図示Y方向に向けて変動する。このフリー磁性層5内での磁化方向の変動と固定磁性層3の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。また、上記のような構成のスピバルブ型薄膜磁気素子1においては、バイアス層6や導電層8をいわゆるリフトオフ法により形成した場合などにおいて、バ

バイアス層 6 のトラック部近傍の部分の膜厚が薄くなっても、バイアス層 6 の厚みが薄い部分と第 1 の強磁性層 7 a の界面に発現する交換結合磁界は従来のものと比べて大きく、第 1 の強磁性層 7 a のトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、図 1 に示すように X 1 方向に揃っており、これにより第 2 の強磁性層 7 b の磁化もトラック部近傍の部分の磁化の向きが乱れることがなく、第 1 の強磁性層 7 a の磁化と反平行方向 (X 1 方向と反対方向) に揃うので、フリー磁性層 5 のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、フリー磁性層 5 の磁化方向が上記第 2 の強磁性層 7 b の磁化方向と同じ方向の X 1 方向と反対方向に揃えることができ、トラック幅 Tw の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

【0062】また、スピバルブ型薄膜磁気素子 1 は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界 (バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界) を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができ、例えば、従来の薄膜磁気素子のバイアス層 30 nm に対して本実施形態の薄膜磁気素子 1 では 13 nm 程度と薄くすることができるので、上部ギャップ層 166 のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の上に積層される記録用のインダクティブヘッド h₂ の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッド h₂ の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。また、上記のようにバイアス層 6 の厚みを薄くできるので、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、例えば、従来の薄膜磁気素子の導電層上に上部ギャップ層を介して形成される上部シールド層との距離 L₁ が 10 ~ 20 nm 程度に対して本実施形態の薄膜磁気素子 1 では導電層 8 上に上部ギャップ層 166 を介して形成される上部シールド層 167 との距離 L₂ を 25 ~ 35 nm 程度と大きくすることができるので、シールド層 167 とスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の間の絶縁性が確保しやすい。従って、第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 によれば、反強磁性材料からなるバイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層 5 の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅 Tw の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界 (Hex) の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄

くすることができる。

【0063】次に、第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の製造に好適に用いることができる製造方法を説明する。この製造方法は、スピバルブ型薄膜磁気素子 1 における反強磁性層 2 およびバイアス層 6、6 の位置によって、熱処理により発生する反強磁性層 2 およびバイアス層 6、6 の交換異方性磁界の大きさが相違する性質を利用してなされたものであり、1 度目の熱処理で固定磁性層 3 の磁化方向を固定し、2 度目の熱処理でフリー磁性層 5 の磁化方向を上記固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向に揃えるものである。即ち、スピバルブ型薄膜磁気素子 1 の製造方法では、基板 K 上に下地層 200、下部シールド層 163 を介して形成された下部ギャップ層 (下部絶縁層) 164 上に、反強磁性層 2 と、固定磁性層 3 と、非磁性導電層 4 と、フリー磁性層 5 とを順次積層して第 1 の積層体を形成したのち、上記第 1 の積層体にトラック幅 Tw 方向と直交する方向である第 1 の磁界を印加しつつ、第 1 の熱処理温度で熱処理し、反強磁性層 2 に交換異方性磁界を発生させて、固定磁性層 3 の磁化を固定する。

【0064】次に、上記第 1 の積層体の上に、トラック幅 Tw に相当する幅の基端部を有するリフトオフ用レジストを形成し、マスクとなるリフトオフ用レジストで覆われていないフリー磁性層 5 の表面を Ar などの希ガスにより、イオンミリング法や逆スパッタ法によりクリーニングを行う。ついで、トラック幅 Tw に相当する間隔を開けて露出したフリー磁性層 5 の表面および上記リフトオフレジスト上に、第 2 の強磁性層 7 a と非磁性中間層 7 c と第 1 の強磁性層 7 b とからなる強磁性層 7、7 を形成し、続いて、上記強磁性層 7、7 の上にバイアス層 6、6 を形成し、さらに、バイアス層 6、6 の上に導電層 8、8 を形成したのち、上記リフトオフレジストを有機溶剤により除去すると、図 1 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 1 と同じ形状の第 2 の積層体を得られる。

【0065】このようにして得られた第 2 の積層体に対し、トラック幅 Tw 方向に上記反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さい第 2 の磁界を印加しつつ、第 2 の熱処理温度で熱処理し、上記フリー磁性層 5 に上記固定磁性層 3 の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与することによって、スピバルブ型薄膜磁気素子 1 が得られる。

【0066】次に、反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係について説明する。第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 は、反強磁性層 2 と基板 K との距離が近い (または、基板 K とフリー磁性層 5 の間に反強磁性層 2 が配置された) ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子 1 であり、上記反強磁性層 2 に使用される合金と同様の材料によって形成されたバイアス層 6 が反強磁性層 2 よりも基板 K から遠い位置に配置されている。なお、このようなボトム型シングルスピバルブ型

薄膜磁気素子に対して、トップ型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子がある。このトップ型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子は、ボトム型シングルスピバルブ型薄膜磁気素子よりも反強磁性層と基板との距離が離れたもの（または、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置したもの）である。

【0067】ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子1の製造において、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度（例えば220～270℃（493～543 K）で上記第1の積層体を熱処理すると、反強磁性層2に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層3の磁化方向が固定される。また、反強磁性層2の交換異方性磁界は、48 kA/m（600 Oe）以上となる。次に、上記第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度として上記第1の熱処理温度より低い温度（例えば、200～240℃（473～513 K））で上記第2の積層体を熱処理すると、フリー磁性層5の磁化方向が第1の磁界に対して交差する方向とされる。また、バイアス層6の交換異方性磁界は、24 kA/m（300 Oe）以上となる。

【0068】このとき第2の熱処理温度が上記第1の熱処理温度より低い温度であるので、第2の熱処理により反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、この反強磁性層2と固定磁性層3の界面に生じる交換異方性磁界が減少するのを防止できる。また、このとき、第2の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層2に第2の磁界が印加されても、反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、固定磁性層3の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。このことにより、固定磁性層3の磁化方向とフリー磁性層5の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0069】上記第1の熱処理温度は、220℃～270℃（493～543 K）の範囲とすることが好ましい。第1の熱処理温度が220℃（493 K）未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が16 kA/m（200 Oe）以下となつて、固定磁性層3の磁化が強く固定できず、固定磁性層3の磁化方向が2度目の熱処理によりフリー磁性層5の磁化方向と同一方向に磁化されてしまうので好ましくない。一方、第1の熱処理温度が270℃（543 K）を越えると、各層の界面、とくに、非磁性導電層4であるCu層とフリー磁性層5またはCu層と固定磁性層3との界面での原子の熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすため好ましくない。また、第1の熱処理温度を230℃（503 K）～270℃（543 K）の範囲とすれば、反強磁性層2の交換異方性磁界を32 kA/m（400 Oe）以上とすることができ、固定磁性層3の磁化を大きくすることができるのでより好ましい。

【0070】第2の熱処理温度は、200～240℃

（473～513 K）の範囲とすることが好ましい。第2の熱処理温度が200℃（473 K）未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界を8 kA/m（100 Oe）以上にすることができなくなつて、フリー磁性層5に印加する縦バイアス磁界を大きくすることができなくなるので好ましくない。一方、第2の熱処理温度が270℃（543 K）を越えても、もはやバイアス層6の交換異方性磁界は一定となつて増大せず、層界面での原子熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすので好ましくない。

【0071】上記第1の磁界は、800 A/m（10 Oe）程度以上とすることが好ましい。第1の磁界が800 A/m（10 Oe）未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。また、上記第2の磁界は、1度目の熱処理で発生した反強磁性層2の交換結合磁界よりも小さい磁界とされ、800～4800 A/m（10～600 Oe）程度の範囲とすることが好ましい。より好ましくは、16 kA/m（200 Oe）程度である。第2の磁界が800 A/m（10 Oe）未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界が十分に得られないため好ましくない。一方、第2の磁界が48 kA/m（600 Oe）を越えると、1度目の熱処理で発生した反強磁性層の交換結合磁界を劣化させる恐れがあるため好ましくない。

【0072】上記のスピバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層の性質を利用している。ボトム型スピバルブ型薄膜磁気素子である本発明のスピバルブ型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2に使用される合金の組成を、 X_mMn_{100-m} （但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素）からなる合金としたときは、組成比を示すmが、48原子% $\leq m \leq 60$ 原子%であることが好ましい。組成比を示すmが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度245℃（518 K）の第1の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界（交換異方性磁界）を示さなくなるので好ましくない。

【0073】また、組成比を示すmのより好ましい範囲は、48原子% $\leq m \leq 58$ 原子%である。48原子%未満または58原子%以上を越えると、熱処理温度245℃（518 K）の第1の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。組成比を示すmのさらに好ましい範囲は、49.8原子% $\leq m \leq 58$ 原子%であり、32 kA/m（400 Oe）熱処理温度245℃（518 K）の第1の熱処理を行った後に32 kA/m（400 Oe）以上の交換異方性磁界が得られる。

【0074】また、上記反強磁性層2を $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すm、nは、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることが好ましい。上記m+nが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度245℃(518 K)の第1の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0075】また、m+nのより好ましい範囲は、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ である。m+nが48原子%未満または58原子%を越えると、熱処理温度245℃(518 K)の第1の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、m+nのさらに好ましい範囲は、 $49.8\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\% \leq n \leq 40$ であり、 32 kA/m (400 Oe)以上の交換異方性磁界が得られる。

【0076】また、上記反強磁性層2を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すq、jは、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることが好ましい。q+jが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度245℃(518 K)の第1の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0077】また、組成比を示すq+jのより好ましい範囲は、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ である。q+jが48原子%未満または58原子%を越えると、熱処理温度245℃(518 K)の第1の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、組成比を示すq+jのさらに好まし

い範囲は、 $49.8\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であり、 32 kA/m (400 Oe)以上の交換異方性磁界が得られる。

【0078】また、バイアス層6を X_mMn_{100-m} (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素)からなる合金としたときは、組成式中の組成比を示すmが、 $52\text{原子}\% \leq m \leq 60\text{原子}\%$ であることが好ましい。mが52原子%未満または60原子%以上を越えると、熱処理温度240℃(513 K)の第2の熱処理を行っても、 X_mMn_{100-m} の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、mのより好ましい範囲は、 $52.8\text{原子}\% \leq m \leq 59.2\text{原子}\%$ であり、 16 kA/m (200 Oe)以上の交換異方性磁界、すなわちバイアス磁界が得られる。

【0079】また、バイアス層6を $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すm、nは、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であることが好ましい。m+nが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度240℃(513 K)の第2の熱処理を行っても、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層2の結晶格子の規則化の促進の効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が乏しくなるので好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0080】また、m+nのより好ましい範囲は、 $52.8\text{原子}\% \leq m+n \leq 59.2\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$ であり、 16 kA/m (200 Oe)以上の交換異方性磁界、すなわち、バイアス磁界が得られる。

【0081】また、バイアス層6を $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すq、jは、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$ であることが好ましい。q+jが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度240℃(513 K)の第2の熱処理を行っても、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好まし

くなく、 j が 10 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0082】また、 $m+n$ のより好ましい範囲は、 $52.8 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 59.2 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であり、 16 kA/m (200 Oe) 以上の交換異方性磁界、すなわち、バイアス磁界が得られる。

【0083】また、ボトム型スピナル型薄膜磁気素子 1 の反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が $X_m\text{Mn}_{100-m}$ (但し、 X は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素) からなる合金としたとき、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の組成比を示す m が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$ であることが好ましい。

【0084】 m が 52 原子% 未満であると、熱処理温度 240°C (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する $X_m\text{Mn}_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 m が 58 原子% を越えると、熱処理温度 245°C (518 K) の第 1 の熱処理を行っても上記反強磁性層 2 を構成する $X_m\text{Mn}_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

【0085】また、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $X_m\text{Mn}_{100-m}$ からなる合金としたとき、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の組成比を示す m が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0086】組成比を示す m が 52 原子% 未満であると、熱処理温度 240°C (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する $X_m\text{Mn}_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0087】従って、 $X_m\text{Mn}_{100-m}$ なる組成の反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の組成比が $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ であれば、第 1 の熱処理時に反強磁性層 2 の交換異方性磁界が発生し、第 2 の熱処理を行った後も反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0088】また、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $Pt_m\text{Mn}_{100-m-n}Z_n$ (但し、 Z は、Pd、Ir、Rh、Ru、Os のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) としたとき、組成比を示す m 、 n は、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であることが好ましい。

【0089】上記 $m+n$ が 52 原子% 未満であると、熱

処理温度 240°C (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、上記バイアス層 6 を構成する $Pt_m\text{Mn}_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 $m+n$ が 58 原子% を越えると、熱処理温度 245°C の第 1 の熱処理を行っても、上記反強磁性層 2 を構成する $Pt_m\text{Mn}_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

【0090】また、 n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。また、上記反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $Pt_m\text{Mn}_{100-m-n}Z_n$ からなる合金としたとき、組成比を示す m 、 n が、 $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0091】上記 $m+n$ が 52 原子% 未満であると、熱処理温度 240°C (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する $Pt_m\text{Mn}_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0092】また、 n が 0.2 原子% 未満であると、元素 Z の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 n が 40 原子% を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0093】従って、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の上記組成比が $52 \text{ 原子}\% \leq m+n \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ であり、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq n \leq 40 \text{ 原子}\%$ であれば、第 1 の熱処理時に反強磁性層 2 の交換異方性磁界が発生し、第 2 の熱処理を行った後、反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0094】また、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $Pt_q\text{Mn}_{100-q-j}L_j$ (但し、 L は、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも 1 種または 2 種以上の元素) からなる合金としたとき、組成比を示す q 、 j は、 $52 \text{ 原子}\% \leq q+j \leq 58 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であることが好ましい。

【0095】 $q+j$ が 52 原子% 未満であると、熱処理温度 240°C (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、上記バイアス層 6 を構成する $Pt_q\text{Mn}_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、

反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 $q+j$ が 58 原子%を越えると、熱処理温度 245℃ の第 1 の熱処理を行っても、上記反強磁性層 2 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。

【0096】また、 j が 0.2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0097】また、上記反強磁性層 2 およびバイアス層 6 が、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示す q, j が、 $52 \text{ 原子}\% \leq q+j \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ 、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であることがより好ましい。

【0098】 $q+j$ が 52 原子%未満であると、熱処理温度 240℃ (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、上記バイアス層 6 を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0099】また、 j が 0.2 原子%未満であると、元素 L の添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が 10 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0100】従って、反強磁性層 2 およびバイアス層 6 の上記組成比が $52 \text{ 原子}\% \leq q+j \leq 56.3 \text{ 原子}\%$ であり、 $0.2 \text{ 原子}\% \leq j \leq 10 \text{ 原子}\%$ であれば、第 1 の熱処理時に反強磁性層 2 の交換異方性磁界が発生し、第 2 の熱処理を行った後、反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換結合磁界よりも大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0101】また、ボトム型スピナル型薄膜磁気素子 1 の反強磁性層 2 の組成と、バイアス層 6 の組成を異ならしめ、例えば反強磁性層 2 の Mn 濃度をバイアス層 6 の Mn 濃度よりも多くすることにより、第 1 の熱処理後の両者の交換結合磁界の差をより顕著にでき、第 2 の熱処理後にフリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化をより確実に直交状態とすることが可能となる。また、第 2 の熱処理後の Mn 濃度を異ならしめた反強磁性層 2 とバイアス層 6 の両者の交換異方性磁界の差を、さらに顕著にすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層 3 の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層 5 の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0102】すなわち、バイアス層 6 を、 X_mMn_{100-m} (X が、 Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素、組成比を示す m が $52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$) からなる合金とし、反強磁性層 2 を、 X_mMn_{100-m} (X が、 Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちの少なくとも 1 種以上の元素、組成比を示す m が、 $48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$) からなる合金とすることが好ましい。

【0103】バイアス層 6 の組成式中の組成比を示す m が、52 原子%未満若しくは 60 原子%を越えると、熱処理温度 240℃ (513 K) の第 2 の熱処理を行っても、バイアス層 6 を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性層 2 の組成式中の組成比を示す m が、48 原子%未満若しくは 58 原子%を越えると、熱処理温度 245℃ (518 K) の第 1 の熱処理を行っても反強磁性層 2 を構成する X_mMn_{100-m} の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0104】よって、第 1 の熱処理温度 245℃ の第 1 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を発生させ、かつ第 2 の熱処理温度が 220℃ (493 K) の第 2 の熱処理時に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第 2 の熱処理を行った後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界がバイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層 2 の組成比 ($48 \text{ 原子}\% \leq m \leq 58 \text{ 原子}\%$) とバイアス層 6 の組成比 ($52 \text{ 原子}\% \leq m \leq 60 \text{ 原子}\%$) の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0105】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層 2 とバイアス層 6 を同一組成で形成した場合よりも、第 2 の熱処理時における反強磁性層 2 の交換結合磁界とバイアス層 6 の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。また、第 1 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を発生させ、第 2 の熱処理の際に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層 3 の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層 5 と固定磁性層 3 の磁化方向を交差させることができる。また、第 2 の熱処理の温度を、第 1 の熱処理の温度より低くすることにより、反強磁性層 2 の交換異方性磁界を劣化させることなく、バイアス層 6 の交換異方性磁界を発生させることができる。

【0106】さらに、第 2 の熱処理後に、反強磁性層 2 の交換異方性磁界をバイアス層 6 の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対

して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0107】反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別の組み合わせは、バイアス層6を、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すm、nが、 $52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$) からなる合金とし、反強磁性層2を、 $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すm、nは、 $48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq n \leq 40\text{原子}\%$) からなる合金とすることが好ましい。

【0108】バイアス層6の組成式中の組成比を示すm+nが52原子%未満若しくは60原子%を越えると、熱処理温度240℃(513K)の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、バイアス層6の組成式中の組成比を示すnが0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、nが40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0109】また、反強磁性層2の組成式中の組成比を示すm+nが48原子%未満若しくは58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成する $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性層2の組成式中の組成比を示すnが0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、nが40原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0110】よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行い、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が220℃(493K)の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比($48\text{原子}\% \leq m+n \leq 58\text{原子}\%$)とバイアス層6の組成比($52\text{原子}\% \leq m+n \leq 60\text{原子}\%$)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0111】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2

とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。また、第2の熱処理の際に、第1の熱処理の温度より低くすることで、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化させることなく、バイアス層6の交換結合磁界を発生させることができる。

【0112】さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0113】反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別の組み合わせは、バイアス層6を、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、 $52\text{原子}\% \leq q+j \leq 60\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$) からなる合金とし、反強磁性層2を、 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、 $48\text{原子}\% \leq q+j \leq 58\text{原子}\%$ 、 $0.2\text{原子}\% \leq j \leq 10\text{原子}\%$) からなる合金とすることが好ましい。バイアス層6の組成式中の組成比を示すq+jが、52原子%未満若しくは60原子%を越えると、熱処理温度240℃(513K)の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、バイアス層6の組成式中の組成比を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0114】また、反強磁性層2の組成式中の組成比を示すq+jが、48原子%未満若しくは58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成する $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性

層2の組成式中の組成比を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0115】よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、かつ第2の熱処理温度が220℃(493K)の第2の熱処理時に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加して、第2の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(48原子% $\leq q+j \leq 58$ 原子%)とバイアス層6の組成比(52原子% $\leq q+j \leq 60$ 原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0116】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を発生させ、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さな外部磁界を印加させることにより、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。

【0117】さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0118】このようなスピバルブ型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2およびバイアス層6が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子1となる。

【0119】例えば、PtMn合金のブロッキング温度は、380℃程度であり、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子においてバイアス層に用いられていたFeMn合金の150℃と比較して高い。したがって、装置内の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界(交換結合磁界)の変動が少ない優れたスピバルブ型

薄膜磁気素子1とすることができる。

【0120】さらにまた、反強磁性層2を上記の材料で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層2に大きな交換異方性磁界を発生させることができるため、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定することができる。また、バイアス層6、反強磁性層2の中でもPtMn合金のブロッキング温度は380℃であり、IrMn合金の230℃と比較しても高く、より好ましい。

10 【0121】上記のスピバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層2およびバイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用い、上記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を上記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層3の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピバルブ型薄膜磁気素子1を得ることができる。また、2度目の熱処理温度が1度目の熱処理温度より低い温度とすることにより、2度目の熱処理により反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、この反強磁性層2と固定磁性層3の界面に生じる交換異方性磁界が減少するのを防止でき、また、この2度目の熱処理によりバイアス層6の交換結合磁界を発生させることができる。

30 【0122】なお、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層2およびバイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いて製造する場合について説明したが、バイアス層6は、Pt、Pd、Rh、Ru、Fe、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いて形成することもできる。また、上記バイアス層6は、NiO、 α -Fe₂O₃、CoOのうちから選択される1種以上の合金を用いて形成することもできる。

50 【0123】図2に示す磁気ヘッドは、スライダ151に上記のスピバルブ型薄膜磁気素子1が備えられたことにより、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層6と強磁性層7との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層5の磁化方向を一方に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発生を防止でき、また、フリー磁性層5のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両

端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。また、上部シールド層167に大きな段差が発生するのを防止できるので、上部シールド層167上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに、上部シールド層167との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

【0124】巨大磁気抵抗変化を示すメカニズムは、非磁性導電層4と固定磁性層3とフリー磁性層5との界面で生じる伝導電子のスピン依存散乱によるものである。Cuなどからなる上記非磁性導電層4に対し、スピン依存散乱が大きな組み合わせとして、Co層が例示できる。このため、固定磁性層3をCo以外の材料で形成した場合、固定磁性層3の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いCo層で形成することが好ましい。また、フリー磁性層5をCo以外の材料で形成した場合も固定磁性層3の場合と同様に、フリー磁性層5の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いCo層で形成することが好ましい。

【0125】[第2の実施形態] 図4は、本発明の第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図5は、図4に示したスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。このスピンバルブ型薄膜磁気素子100においても、図1に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ151のトレーリング側端部151dなどに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0126】図4および図5に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子100も、図1に示すスピンバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層5（図4及び図5ではフリー磁性層75）の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。この第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100が、図1に示した第1の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子1と異なるところは、固定磁性層3に代えて第1、第2の固定磁性層52、54の間に非磁性中間層53を介在させてなる固定磁性層63を設けたことと、フリー磁性層5に代えて第1、第2のフリー磁性層56、60の間に非磁性中間層59を介在させてなるフリー磁性層75を設けた点である。

【0127】第1の固定磁性層52は、反強磁性層2と接している。この第1の固定磁性層52の上には、非磁性中間層53が形成され、この非磁性中間層53の上には、第2の固定磁性層54が形成されている。この第2

の固定磁性層54は非磁性導電層4と接している。

【0128】上記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoNi合金、CoFe合金などで形成されている。また、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54との間に介在する非磁性中間層53は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0129】ところで、図4および図5に示す第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54に示されている矢印は、それぞれの磁気モーメントの大きさ及びその方向を表しており、上記磁気モーメントの大きさは、飽和磁化(Ms)と膜厚(t)とをかけた値で選定される。

【0130】図4および図5に示す第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54とは同じ材質で形成され、しかも、第2の固定磁性層54の膜厚 t_{P2} が、第1の固定磁性層52の膜厚 t_{P1} よりも大きく形成されているために、第2の固定磁性層54の方が第1の固定磁性層52に比べ、磁気モーメントが大きくなっている。また、第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54が異なる磁気モーメントを有することが望ましい。したがって、第1の固定磁性層52の膜厚 t_{P1} が第2の固定磁性層54の膜厚 t_{P2} より厚く形成されていてもよい。

【0131】第1の固定磁性層52は、図4および図5に示すように、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、上記第1の固定磁性層52の磁化方向と反平行（フェリ磁性状態）に磁化されている。

【0132】第1の固定磁性層52は、反強磁性層2に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、上記第1の固定磁性層52と反強磁性層2との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば、図4および図5に示すように、上記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、第1の固定磁性層52の磁化と反平行結合状態（フェリ磁性状態）で固定される。

【0133】このようなスピンバルブ型薄膜磁気素子100においては、交換結合磁界が大きいほど、第1の固定磁性層52の磁化と第2の固定磁性層54の磁化を安定して反平行結合状態に保つことが可能である。この例のスピンバルブ型薄膜磁気素子100では、反強磁性層2として、ブロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層52との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる上記の合金を使用することで、上記第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【0134】このようなスピバルブ型薄膜磁気素子100では、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54との膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界(He_x)を大きくでき、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54の磁化を、熱的にも安定した反平行結合状態(フェリ磁性状態)に保つことができ、しかも、良好なΔMR(抵抗変化率)を得ることが可能である。

【0135】第1のフリー磁性層56は、非磁性層導電層4に接している。この第1のフリー磁性層56上に非磁性中間層59が形成されており、さらにこの非磁性中間層59上に第2のフリー磁性層60が形成されている。この第2のフリー磁性層60の上面の両側にはトラック幅に相当する間隔をあけて強磁性層7、7が形成されている。また、第1のフリー磁性層56は、図4および図5に示すように、2層で形成されており、非磁性導電層4に接する側にCo膜57が形成されている。非磁性導電層4に接する側にCo膜57を形成するのは、第1にΔMRを大きくできるためであり、第2に非磁性導電層4との拡散を防止するためである。

【0136】Co膜57の上には、NiFe合金膜58が形成されている。このNiFe合金膜58が非磁性中間層59と接している。第2のフリー磁性層60は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金、CoNi合金などで形成されている。また、第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60との間に介在する非磁性中間層59は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0137】第1のフリー磁性層56の磁化と第2のフリー磁性層60の磁化とは、第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60との間に発生する交換結合磁界(RKKY相互作用)によって、図4および図5に示すように、互いに反平行結合状態(フェリ磁性状態)になっている。

【0138】図4および図5に示す第2の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子100では、例えば、第1のフリー磁性層56の膜厚 t_{F1} は、第2のフリー磁性層60の膜厚 t_{F2} よりも小さく形成されている。そして、第1のフリー磁性層56の $M_s \cdot t_{F1}$ は、第2のフリー磁性層60の $M_s \cdot t_{F2}$ よりも小さく設定されており、この第2の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子100では、バイアス層6と第1の強磁性層7aとの界面に発生した大きな交換結合磁界(交換異方性磁界)により第1の強磁性層7aの磁化が図1ではX1方向に強固に固定されたことにより、第2の強磁性層7bの磁化は、第1の強磁性層7aの磁化と反平行方向、図1ではX1方向と反対方向に強固に固定されており、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そし

て、このように第2の強磁性層7bの磁化は、X1方向と反対方向に強固に固定されているので、フリー磁性層75の磁化を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、 $M_s \cdot t_{F2}$ の大きい第2のフリー磁性層60の磁化方向が上記エクステンジバイアスのピンニング磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、上記第2のフリー磁性層60との交換結合磁界(RKKY相互作用)によって、 $M_s \cdot t_{F1}$ の小さい第1のフリー磁性層56の磁化は、図示X1方向に揃えられる。

【0139】図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、上記第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60の磁化は、フェリ磁性状態を保ちながら、上記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、ΔMRに奇与する第1のフリー磁性層56の変動磁化と、第2の固定磁性層54の固定磁化(例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている)との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

【0140】[センス電流磁界の作用] 次に、図4～図5に示す第2の実施形態の構造において、センス電流磁界の作用について説明する。第2の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子100では、非磁性導電層4の下側に第2の固定磁性層54が形成されている。この場合にあっては、第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54のうち、磁気モーメントの大きい方の固定磁性層の磁化方向に、センス電流磁界の方向を合わせる。

【0141】図4に示すように、第2の固定磁性層54の磁気モーメントは、第1の固定磁性層52の磁気モーメントに比べて大きく、第2の固定磁性層54の磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向(図示左方向)に向いている。このため第1の固定磁性層52の磁気モーメントと第2の固定磁性層54の磁気モーメントとを足し合わせた合成磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向(図示左方向)に向いている。

【0142】前述のように、非磁性導電層4は、第2の固定磁性層54及び第1の固定磁性層52の上側に形成されている。このため、主に非磁性導電層4を中心にして流れるセンス電流112によって形成されるセンス電流磁界は、上記非磁性導電層4よりも下側において、図示左方向に向くように、上記センス電流112の流す方向を制御すればよい。このようにすれば、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54との合成磁気モーメントの方向と、上記センス電流磁界の方向とが一致する。

【0143】図4に示すように、上記センス電流112は、図示X1方向に流される。右ネジの法則により、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界は、紙面に対して右回りに形成される。従って、非磁性導電層4よりも下側の層には、図示方向(図示Y方向と反対方向)のセンス電流磁界が印加されることになり、

このセンス電流によって、第1の合成磁気モーメントを補強する方向に作用し、第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54間に作用する交換結合磁界(RKKY相互作用)が増幅され、上記第1の固定磁性層52の磁化と第2の固定磁性層54の磁化の反平行結合状態をより熱的に安定させることが可能になる。

【0144】特に、センス電流を1mA流すと、約2.4kA/m(30 Oe)程度のセンス電流磁界が発生し、また素子温度が約10℃程度上昇することが判っている。さらに、記録媒体の回転数は、10000rpm程度まで速くなり、この回転数の上昇により、装置内温度は、最高約100℃まで上昇する。このため、例えば、センス電流を10mA流した場合、スピバルブ型薄膜磁気素子の素子温度は、約200℃(473K)程度まで上昇し、さらにセンス電流磁界も24kA/m(300 Oe)と大きくなる。

【0145】このような、非常に高い環境温度下で、しかも、大きなセンス電流が流れる場合にあっては、第1の固定磁性層52の磁気モーメントと第2の固定磁性層54とを足し合わせて求めることができる合成磁気モーメントの方向と、センス電流磁界の方向とが逆向きであると、第1の固定磁性層52の磁化と第2の固定磁性層54の磁化との反平行結合状態が壊れ易くなる。また、高い環境温度下でも耐え得るようにするには、センス電流磁界の方向の調節の他に、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料を反強磁性層2として使用する必要がある。そのため、本発明では、ブロッキング温度が高い上記の合金を使用することが好ましいとしている。

【0146】なお、図4に示す第1の固定磁性層52の磁気モーメントと第2の固定磁性層54の磁気モーメントとで形成される合成磁気モーメントが、図示右方向(図示Y方向)に向いている場合には、センス電流を図示X1方向と反対方向に流し、センス電流磁界が紙面に対し左回りに形成されるようにすればよい。以上のように、上述の実施の形態によれば、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、第1の固定磁性層の磁気モーメントと第2の固定磁性層の磁気モーメントを足し合わせるによって求めることができる合成磁気モーメントの方向とを一致させることにより、上記第1の固定磁性層と第2の固定磁性層間に作用する交換結合磁界(RKKY相互作用)を増幅させ、上記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行結合状態(フェリ磁性状態)を熱的に安定した状態に保つことが可能である。

【0147】特に、本実施の形態では、より熱的安定性を向上させるために、反強磁性層2にブロッキング温度の高い反強磁性材料を使用しており、これによって、環境温度が、従来に比べて大幅に上昇しても、上記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行結合状態(フェリ磁性状態)を壊れ難くすることができ

る。

【0148】また、高記録密度化に対応するためにセンス電流量を大きくして再生出力を大きくしようとする、それによってセンス電流磁界も大きくなるが、本発明の実施の形態では、上記センス電流磁界が、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の間に働く交換結合磁界を増幅させる作用をもたらしているため、センス電流磁界の増大により、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の磁化状態は、より安定したものとなる。

【0149】上記のような構成の第2の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子100においては、第1の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子1と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層75の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界(Hex)の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0150】[第3の実施形態]図6は、本発明の第3の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。この第3の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子300においても、上記のスピバルブ型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0151】また、第3の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子300も、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

【0152】この第3の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子300が、図1に示した第1の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子1と異なるところは、下部ギャップ層164上に反強磁性層2、固定磁性層3、非磁性中間層4、フリー磁性5の順に積層した積層体のX1方向に沿った両側が切り欠かれ(反強磁性層2については上層部のX1方向に沿った両側が切り欠かれており、下層部は残っている。)、この切り欠かれた積層体の両側の反強磁性層2上に、すなわち、この積層体のトラック幅方向の両側にそれぞれバイアス層6、6が設けられ、これらバイアス層6、6上にそれぞれ強磁性層7、7が設けられ、さらにこれら強磁性層7、7上にそれぞれ導電層が8、8設けられている点である。また、この第3

の実施形態の強磁性層 7 は、第 1、第 2 の強磁性層 7 a、7 b の間に非磁性中間層 7 c が介在されているが、第 1 の強磁性層 7 a がバイアス層 6 に接触しており、第 2 の強磁性層 7 b が導電層 8 に接触している。

【0153】このスピバルブ型薄膜磁気素子 300 においては、強磁性層 7 の第 1 の強磁性層 7 a とバイアス層 6 との界面に大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生している。そして、第 1 の強磁性層 7 a とバイアス層 6 との界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第 1 の強磁性層 7 a の磁化が図 1 では X1 方向に強固に固定されている。そして、このように第 1 の強磁性層 7 a の磁化が X1 方向に強固に固定されたことにより、第 2 の強磁性層 7 b の磁化は、第 1 の強磁性層 7 a の磁化と反平行方向、図 1 では X1 方向と反対方向に強固に固定されており、第 1 と第 2 の強磁性層 7 a、7 b の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第 2 の強磁性層の磁化は、X1 方向と反対方に強固に固定されているので、フリー磁性層 5 の磁化を固定磁性層 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、フリー磁性層 5 の磁化方向が X1 方向と反対方向に確実に揃っており、フリー磁性層 5 が単磁区化されている。

【0154】また、このスピバルブ型薄膜磁気素子 300 は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界（バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界）を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができ、例えば、従来の薄膜磁気素子のバイアス層 30 nm に対して本実施形態の薄膜磁気素子 300 では 13 nm 程度と薄くすることができ、また、バイアス層 6、6、強磁性層 7、7、導電層 8、8 は、切り欠かれた積層体の両側の反強磁性層 2 上に、すなわち、この積層体のトラック幅方向の両側に設けられたことにより、第 1 の実施形態のものに比べて導電層 8、強磁性層 7、バイアス層 6 が下方に（基板 K 側に）に下げることができるので、上部ギャップ層 166 のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、このスピバルブ型薄膜磁気素子 300 の上に積層される記録用のインダクティブヘッド h₂ の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることを防止できるので、記録用のインダクティブヘッド h₂ の書き込み磁気ギャップがいびつな形状となることに起因して磁気記録媒体の磁気記録パターンがいびつな形状となるのを回避でき、再生時にエラーの原因となることがない。

【0155】また、上記のようにバイアス層 6 の厚みを薄くでき、しかも、導電層 8、強磁性層 7、バイアス層 6 が下方に（基板 K 側に）に下がっているため、ギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくでき、上記

バイアス層や導電層とこれらの上に形成されるシールド層との距離が大きくなり、導電層 8 上に上部ギャップ層 166 を介して形成される上部シールド層 167 との距離 L₃ が第 1 の実施形態における導電層 8 と上部シールド層 167 との距離 L₂ より大きくすることができるので、シールド層 167 とスピバルブ型薄膜磁気素子 1 の間の絶縁性をより確保しやすい。

【0156】上記のような構成の第 3 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 300 においては、第 1 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 1 と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層 7 5 の磁化方向を一方に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層 6 と強磁性層 7 との界面に発現する交換結合磁界（Hex）の大きさが同じ場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0157】〔第 4 の実施形態〕図 10 は、本発明の第 4 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。このスピバルブ型薄膜磁気素子 100 a においても、図 4 及び図 5 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100 と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ 151 のトレーリング側端部 151 d などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示 Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y 方向である。

【0158】図 10 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100 a も、図 5 に示すスピバルブ型薄膜磁気素子 100 と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層 6 を用いたエクステンジバイアス方式により、フリー磁性層 7 5（図 10 ではフリー磁性層 7 5 a）の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。この第 4 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 100 a が、図 5 に示した第 2 の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子 100 と特に異なるところは、フリー磁性層 7 5 に代えて、材質を特定のものに限定したフリー磁性層 7 5 a を設けた点である。このフリー磁性層 7 5 a の構成については後で詳細に説明する。

【0159】本実施形態の固定磁性層 6 3 は、第 2 の実施形態と同様に第 1、第 2 の固定磁性層 5 2、5 4 間に非磁性中間層 5 3 を介在させたものであり、これら第 1、第 2 の固定磁性層 5 2、5 4 と非磁性中間層 5 3 の材質は、第 2 の実施形態で用いたものと同様の材質のものを用いることができるが、特に、第 1、第 2 の固定磁性層 5 2、5 4 の材質は CoFe 合金が好適に用いられ、非磁性中間層 5 3 の材質は Ru が好適に用いられ

る。第1の固定磁性層52は、第2の実施形態と同様に図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、上記第1の固定磁性層52の磁化方向と反平行（フェリ磁性状態）に磁化されている。本実施形態の非磁性導電層4は、第2の実施形態で用いたものと同様の材質を用いることができるが、特に、Cuが好適に用いられる。

【0160】本実施形態のフリー磁性層75aは、第1、第2のフリー磁性層56a、60aの間にRuからなる非磁性中間層59aを介在させてなるものである。第1のフリー磁性層（第1の磁性層）56aの一方の面（図10では下面）は、非磁性層導電層4に接している。この第1のフリー磁性層56aの他方の面（図10では上面）上に非磁性中間層59aが形成されており、さらにこの非磁性中間層59a上に第2のフリー磁性層（第2の磁性層）60aが形成されている。この第2のフリー磁性層60aの上面の両側には第2の実施形態と同様にトラック幅に相当する間隔をあけて強磁性層7、7が形成されている。

【0161】本実施形態では、非磁性中間層59aがRuから形成されているため、第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aは少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されている。第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aのうち第1のフリー磁性層56aがCoFeNi合金から形成されていることが好ましい。さらに好ましくは第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aの両方がCoFeNi合金から形成されていることが望ましい。

【0162】第1のフリー磁性層56aおよび/または第2のフリー磁性層60aを構成するCoFeNi合金の組成比は、Feが9原子%以上17原子%以下、Niが0.5原子%以上10原子%以下、残部がCoからなることが、フリー磁性層75aの保磁力(Hc)を概ね800A/m(10Oe)以下とでき、また、磁歪(λ_s)を概ね (-3×10^{-6}) 以上、 $(+3 \times 10^{-6})$ 以下とでき、これによってフリー磁性層75aの軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層75aの磁歪を0に調整し易い点で好ましい。また、第1のフリー磁性層56aおよび/または第2のフリー磁性層60aを構成するCoFeNi合金の組成比を上記の範囲に限定することにより、非磁性導電層4がCuから構成されている場合にこの非磁性導電層CuとNiの拡散を防止してスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げることもできる点で好ましい。

【0163】ここで用いるCoFeNi合金中のFeの含有量が9原子%未満であると、このCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が $(+3 \times 10^{-6})$ を越えてしまい、 λ_s が正に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にCoF

eNi合金を用いた効果があり得られず、一方、Feの含有量が17原子%を越えるとこのCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が (-3×10^{-6}) より小さくなり、 λ_s が負に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があり得られないからである。

【0164】ここで用いるCoFeNi合金中のNiの含有量が0.5原子%未満であると、このCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が (-3×10^{-6}) より小さくなり、 λ_s が負に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られず、一方、Niの含有量が10原子%を越えるとこのCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が $(+3 \times 10^{-6})$ を越えてしまい、 λ_s が正に大きくなり過ぎると共に、非磁性導電層4がCuから構成されている場合にこの非磁性導電層4とNiの拡散等によりスピバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率や抵抗変化が劣化してしまうため、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られない。

【0165】薄膜磁気ヘッドに用いるスピバルブ型薄膜磁気素子においては、素子が受ける応力のバラツキによる特性のバラツキを抑え、なおかつ再生波形の安定性をあげるためにフリー磁性層75aの磁歪が0になるように調整されているのが好ましい。本実施形態では非磁性中間層59aがRuから構成されているため、この非磁性中間層59aに、CoFeNi合金を用いた第1のフリー磁性層56a及び/または第2のフリー磁性層60aが接触すると、フリー磁性層75aの磁歪が1~6ppm正側にシフトすることを考慮して上記CoFeNi合金の組成を上記の範囲としており、これにより、フリー磁性層75aの磁歪が0付近になるように調整している。第1のフリー磁性層56a及び/または第2のフリー磁性層60aを構成する上記CoFeNi合金の最も好ましい組成は、 $\text{Co}_{87}\text{Fe}_{11}\text{Ni}_2$ の場合である。

【0166】第1のフリー磁性層56aの磁化と第2のフリー磁性層60aの磁化とは、第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aとの間に発生する交換結合磁界(RKKY相互作用)によって、図10に示すように、互いに反平行結合状態（フェリ磁性状態）になっている。また、非磁性中間層がRuから形成されていても、第1のフリー磁性層56a及び/または第2のフリー磁性層60aは、CoFeNi合金から形成されているため、反平行結合状態（フェリ磁性状態）を強くすることができる。

【0167】図10に示す第4の実施形態のスピバルブ型薄膜磁気素子100aでも、例えば、第2の実施形態と同様に第1のフリー磁性層56の膜厚 t_{F1} は、第2のフリー磁性層60の膜厚 t_{F2} よりも小さく形成されている。そして、第1のフリー磁性層56aのMs・

$t F_1$ は、第2のフリー磁性層60aの $M_s \cdot t F_2$ よりも小さく設定されており、この第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100aでは、バイアス層6と第1の強磁性層7aとの界面に発生した大きな交換結合磁界（交換異方性磁界）により第1の強磁性層7aの磁化が図10ではX1方向に強固に固定されたことにより、第2の強磁性層7bの磁化は、第1の強磁性層7aの磁化と反平行方向、図10ではX1方向と反対方向に強固に固定されており、第1と第2の強磁性層7a、7bの磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態となっている。そして、このように第2の強磁性層7bの磁化は、X1方向と反対方向に強固に固定されているので、フリー磁性層75aの磁化を固定磁性層63の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、 $M_s \cdot t F_2$ の大きい第2のフリー磁性層60aの磁化方向が上記エクステンジバイアスのピンニング磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、上記第2のフリー磁性層60aとの交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、 $M_s \cdot t F_1$ の小さい第1のフリー磁性層56aの磁化は、図示X1方向に揃えられる。

【0168】図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、上記第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aの磁化は、フェリ磁性状態を良好に保ちながら、上記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、 ΔMR に奇与する第1のフリー磁性層56aの変動磁化と、第2の固定磁性層54aの固定磁化（例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている）との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

【0169】上記のような構成の第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100aにおいては、第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層75の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層6と強磁性層7との界面に発現する交換結合磁界（Hex）の大きさが同じ場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0170】また、本実施形態では、特に、フリー磁性層75aが、第1のフリー磁性層56aと第2のフリー磁性層60aの間にRuからなる非磁性中間層59aを介在させてなるものである場合に、第1のフリー磁性層56a及び／又は第2のフリー磁性層60aの少なくとも一方をCoFeNi合金から形成したことにより、第1のフリー磁性層及び／又は第2のフリー磁性層にNi

Feを用いる場合に比べてスピントロップ磁界（ H_{sf} ）や飽和磁界（ H_s ）を大きくでき、フリー磁性層内の磁化の方向を安定したフェリ磁性の状態で感度良く回転させることができる。また、フリー磁性層75aの保磁力を低くして軟磁気特性を向上でき、また、磁歪（ λ_s ）を0付近に調整し易くなり、薄膜磁気ヘッドに好ましい特性を有することができる。

【0171】上記のスピンフロップ磁界（ H_{sf} ）の向上効果について以下に具体的に説明する。フリー磁性層75を厚みが1.4nmのNi₈₀Fe₂₀からなる第1のフリー磁性層56と、厚みが2.4nmのNi₈₀Fe₂₀からなる第2のフリー磁性層60との間にRuからなる非磁性中間層59を介在させて形成し、固定磁性層63をCoFe合金からなる第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54の間にRuからなる非磁性中間層53を介在させて形成し、非磁性導電層4をCuから形成した第2の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100では、 H_{sf} が59kA/mであった。

【0172】これに対してフリー磁性層75を厚みが1.4nmのCo₈₇Fe₁₁Ni₂からなる第1のフリー磁性層56aと、厚みが2.4nmのCo₈₇Fe₁₁Ni₂からなる第2のフリー磁性層60aとの間にRuからなる非磁性中間層59aを介在させて形成し、固定磁性層63をCoFe合金からなる第1の固定磁性層52と第2の固定磁性層54の間にRuからなる非磁性中間層53を介在させて形成し、非磁性導電層4をCuから形成した第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100aでは、 H_{sf} が293kA/mとすることができるとわかった。従って、非磁性中間層がRuである場合にこの両側の第1と第2のフリー磁性層をCoFeNi合金から構成したものは、NiFeから構成したもの比べて H_{sf} を大幅に増大でき、反平行結合状態（フェリ磁性状態）を強くできることがわかる。

【0173】なお、第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子100aにおいては、フリー磁性層56aが一つの磁性層から構成されている場合について説明したが、このフリー磁性層56aは、CoFe合金膜57aとCoFeNi合金膜58aを積層して形成されてなり、このCoFe合金膜57aを非磁性導電層4側に形成したものであってもよい。この場合にCoFeNi合金膜58aの組成比は、Feが7原子%以上15原子%以下、Niが5原子%以上15原子%以下、残部がCoからなることが、フリー磁性層75aの保磁力（ H_c ）を概ね10Oe（800A/m）以下とでき、また、磁歪（ λ_s ）を概ね（ -3×10^{-6} ）以上、（ $+3 \times 10^{-6}$ ）以下とでき、これによってフリー磁性層75aの軟磁気特性を良好にでき、また、フリー磁性層75aの磁歪を0に調整し易い点で好ましい。

【0174】ここで用いるCoFeNi合金膜58a中のFeの含有量が7原子%未満であると、このCoFe

Ni合金から構成したフリー磁性層の磁歪が $(+3 \times 10^{-6})$ を越えてしまい、 λ_s が正に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られず、一方、Feの含有量が15原子%を越えたとこのCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が (-3×10^{-6}) より小さくなり、 λ_s が負に大きくなり過ぎると共に軟磁気特性が劣化してしまい、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られないからである。

【0175】ここで用いるCoFeNi合金中のNiの含有量が5原子%未満であると、このCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が (-3×10^{-6}) より小さくなり、 λ_s が負に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られず、一方、Niの含有量が15原子%を越えたとこのCoFeNi合金から構成したフリー磁性層の磁歪が $(+3 \times 10^{-6})$ を越えてしまい、 λ_s が正に大きくなり過ぎて、フリー磁性層の材料にCoFeNi合金を用いた効果があまり得られない。なお、第1のフリー磁性層56aを、非磁性導電層4側に設けたCoFe合金膜57aとこの上に積層したCoFeNi合金膜58aとから構成した場合は、非磁性導電層4がCuから構成されていても、この非磁性導電層4とCoFeNi合金膜58aとの間にCoFe合金膜57aが介在されているため、非磁性導電層4とNiの拡散に起因するスピナバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率や抵抗変化の劣化を防止できる。

【0176】薄膜磁気ヘッドに用いるスピナバルブ型薄膜磁気素子においては、上述したように素子が受ける応力のバラツキによる再生特性のバラツキを抑えるとともに、再生波形の安定性をあげるためにフリー磁性層75aの磁歪が0になるように調整されているのが好ましい。ここでは非磁性中間層59aがRuから構成されているため、この非磁性中間層59aに、CoFeNi合金58aが接触すると、フリー磁性層75aの磁歪が1~6ppm正側にシフトすることを考慮することに加えて、CoFe膜57a自体が有する負磁歪のためにフリー磁性層全体としての磁歪が負側にシフトするため非磁性導電層4側にCoFe合金膜57aを設けない場合よりもFeの含有量を少なく、Niの含有量を多くすることを考慮し、上記CoFeNi合金膜58aの組成を上記の範囲としており、これにより、フリー磁性層75aの磁歪が0付近になるように調整している。

【0177】このように第1のフリー磁性層56aを、非磁性導電層4側に設けたCoFe合金膜57aとこの上に積層したCoFeNi合金膜58aとから構成することにより、上記非磁性導電層4がCuから構成されている場合に、この非磁性導電層とNiの拡散を防止してスピナバルブ型薄膜磁気素子の抵抗変化率を上げること

もできる。

【0178】[第5の実施形態]図11は、本発明の第5の実施形態のスピナバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。このスピナバルブ型薄膜磁気素子100bにおいても、図10に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子100aと同様に、図2に示すハードディスク装置に設けられた浮上式スライダ151のトレーリング側端部151dなどに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0179】図11に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子100bも、図10に示すスピナバルブ型薄膜磁気素子100aと同様に、反強磁性材料からなるバイアス層6を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層75aの磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。この第5の実施形態のスピナバルブ型薄膜磁気素子100bが、図10に示した第4の実施形態のスピナバルブ型薄膜磁気素子100aと特に異なるところは、強磁性層7に代えて、材質を特定のものに限定した強磁性層7dを設けた点である。

【0180】本実施形態の強磁性層7では、Ruからなる非磁性中間層7gを介して第1の強磁性層(第1の磁性層)7eと第2の強磁性層(第2の磁性層)7fの2層に分断されている。第1の強磁性層7eはバイアス層6に接しており、非磁性中間層7gを介して第1の強磁性層7eと対向する第2の強磁性層7fはフリー磁性層75aに接している。

【0181】第1の強磁性層7eと第2の強磁性層7fは、少なくとも一方がCoFeNi合金から形成されている。好ましくはこれら第1の強磁性層7eと第2の強磁性層7fは、いずれもCoFeNi合金から形成されていることが望ましい。第2のフリー磁性層60aの表面がCoFeNi合金で形成されている場合は、第2の強磁性層7fもCoFeNi合金で形成することが好ましい。これは、第2の強磁性層7fを、第2のフリー磁性層60aを構成する材料と同一とした方が、第2の強磁性層7fと第2のフリー磁性層60aの界面での強磁性結合が確実となり、バイアス層6と第1の強磁性層7eとの界面に発生させた交換結合磁界を第2の強磁性層7fを介して第2のフリー磁性層60aへ効率よく伝搬させることが可能となる。

【0182】また、第1と第2の強磁性7e、7fの磁気的膜厚(飽和磁化と膜厚をかけた値)は異なるものであり、第1と第2の強磁性層7e、7fが同じ材料から形成されている場合、第1と第2の強磁性層7e、7fの膜厚が異なっており、この第5の実施形態では、第1の強磁性層7eの膜厚(磁気的膜厚)が第2の

強磁性層 7 f の膜厚 (磁氣的膜厚) より僅かに大きくなるように形成されている。

【0183】本実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子では、第 4 の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子と同様の作用効果があるうえに、以下のような効果も得られる。本実施形態では、強磁性層 7 d が、第 1 の強磁性層 7 e と第 2 の強磁性層 7 f の間に Ru からなる非磁性中間層 7 g を介在させてなるものである場合に、第 1 の強磁性層 7 e 及び／又は第 2 の強磁性層 7 f の少なくとも一方を CoFeNi 合金から形成しているため、NiFe を用いる場合に比べて H_{sf} や H_s は大きくでき、強磁性層 7 d 内での磁化の方向を安定したフェリ磁性状態で固定させることができ、サイドリーディングをより確実に防止できる。

【0184】従って、上記強磁性層 7 d を構成する第 1 と第 2 の強い磁性層のうち上記バイアス層 6 に接する方の第 1 の強磁性層 7 e とバイアス層 6 との界面に発生した大きな交換結合磁界 (交換異方性磁界) により第 1 の強磁性層 7 e の磁化がある一方向 (図面では X1 方向) に強固に固定されると、非磁性中間層 7 g を介して上記第 1 の強磁性層 7 e と対向する第 2 の強磁性層 7 f の磁化は、第 1 の強磁性層 7 e の磁化と反平行方向 (図面では X1 方向と反対方向) に強固に固定され、このとき第 1 と第 2 の強磁性層 7 e、7 f の磁化方向が互いに反平行結合状態とされたフェリ磁性状態が充分強くすることができる。

【0185】そして、このように第 2 の強磁性層 7 f の磁化は、第 1 の強磁性層 7 e の磁化と反平行方向に強固に固定されているので、上記フリー磁性層 7 5 a の磁化を上記固定磁性層 6 3 の磁化方向に対して交差する方向に揃えるためのエクステンジバイアスのピンニング磁界の大きさが大きくなっており、これによって、上記フリー磁性層 6 3 (特に第 2 のフリー磁性層 6 0 a) の磁化方向を確実に揃えることができ、フリー磁性層 6 3

(特に第 2 のフリー磁性層 6 0 a) が単磁区化され易くなるため、フリー磁性層 6 3 の磁区制御を良好に行うことができ、またこれにより第 1 と第 2 のフリー磁性層 5 6 a と 6 0 a のフェリ磁性状態も良好にでき、従ってサイドリーディングを引き起こすことを低減でき、トラック幅両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上できる。

【0186】(実験例 1) 図 1 と同様の構成のスピンバ

ルブ型薄膜磁気素子 1 を作製し、この薄膜磁気素子 (実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子) の PtMn からなるバイアス層 6 の膜厚を 50 オングストローム (5 nm) から 300 オングストローム (30 nm) に変更したときのバイアス層 6 と第 1 の強磁性層 7 a との界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図 7 及び表 1 に示す。なお、表 1 には、この実施例の素子のバイアス層の厚みを 27.1 nm、12.5 nm、7.0 nm としたときの交換結合磁界 (Hex) を示す。また、ここで作製した実施例のスピンバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 2...PtMn 膜、膜厚 30 nm、
固定磁性層 3...Co 膜、膜厚 3 nm、
フリー磁性層 5...NiFe 膜、膜厚 5 nm、
第 2 の強磁性層 7 b...Co 膜、膜厚 2.5 nm、
非磁性中間層 7 c...Ru 膜、膜厚 0.9 nm、
第 1 の強磁性層 7 a...Co 膜、膜厚 2.0 nm、
バイアス層 6...PtMn 膜、膜厚 5 nm~30 nm、
導電層 8...Au 膜、膜厚 30 nm

【0187】また、比較として図 9 と同様の構成のスピンバルブ型薄膜磁気素子 30 を作製し、この薄膜磁気素子 (比較例のスピンバルブ型薄膜磁気素子) の PtMn からなるバイアス層 2 6 の膜厚を 50 オングストローム (5 nm) から 300 オングストローム (30 nm) に変更したときのバイアス層 2 6 と強磁性層 2 7 との界面に発生する交換結合磁界 (Hex) を測定した。結果を図 7 及び表 1 に合わせて示す。なお、表 1 には、この比較例の素子のバイアス層の厚みを 30 nm、15 nm としたときの交換結合磁界 (Hex) を示す。また、ここで作製した比較例のスピンバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層 2 2...PtMn 膜、膜厚 30 nm、
固定磁性層 2 3...Co 膜、膜厚 3 nm、
フリー磁性層 5 5...NiFe 膜、膜厚 5 nm、
強磁性層 2 7...Co 膜、膜厚 2.0 nm、
バイアス層 2 6...PtMn 膜、膜厚 5 nm~30 nm、
導電層 2 8...Au 膜、膜厚 30 nm

【0188】

【表 1】

膜構成(膜厚)	単位	実施例	比較例	実施例	比較例	実施例
第1の強磁性層の膜厚	(nm)	2.0	0	2.0	0	2.0
非磁性層中間層の膜厚	(nm)	0.9	0	0.9	0	0.9
第2の強磁性層の膜厚*	(nm)	2.5	2.0	2.5	2.0	2.5
バイアス層の膜厚	(nm)	27.1	30.0	12.5	15.0	7.0
膜厚計	(nm)	32.0	32.0	17.4	17.0	11.9
Hex (交換結合磁界)	(kA/m)	268	68	68	12	12

* 比較例のバイアス層とフリー磁性層間の強磁性層は1層のみ

【0189】図7および表1に示した結果からフリー磁性層とバイアス層との間の強磁性層を第1と第2の強磁性層の間に非磁性中間層を介在させたものから構成した実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層がいずれの厚みであってもフリー磁性層とバイアス層との間の強磁性層を単層の軟磁性膜から構成した比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子よりも大きな交換結合磁界が得られている。比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子はバイアス層の厚みが30nm(300オングストローム)のとき、交換結合磁界が68kA/m(850 Oe)しか得られないのに対して実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、バイアス層の厚みが30nm(300オングストローム)のときでも、交換結合磁界が268kA/m(3350 Oe)と得られており、従って、実施例のものはエクスチェンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、フリー磁性層の磁化方向を一方に確実に揃えることができると考えられる。

【0190】また、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの68kA/m(850 Oe)の交換結合磁界を得る場合、バイアス層の厚みは12.5nmでよい。これに対して比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子では、68kA/m(850 Oe)の交換結合磁界を得るためには、バイアス層の厚みは30nm必要である。また、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの12kA/m(150 Oe)の交換結合磁界を得る場合、バイアス層の厚みは7.0nmでよい。これに対して比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子では、12kA/m(150 Oe)の交換結合磁界を得るためには、バイアス層の厚みは17nm必要である。これらのこと、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子と同じ大きさの交換結合磁界を得る場合、従来のスピバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができるので、この素子の上に形成されるギャップ層のトラック部近傍にできる段差を小さくすることができる。【0191】(実験例2) 基板上に図1と同様の構成のスピバルブ型薄膜磁気素子1を作製し、熱処理した後に、基板にかけ

る温度を0℃(273K)～400℃(673K)に変更したときの各温度におけるバイアス層と第1の強磁性層7aとの界面に発生する交換結合磁界(Hex)を測定した。結果を図8に示す。また、ここで作製した実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層2…PtMn膜、膜厚30nm、
固定磁性層3…Co膜、膜厚3nm、
フリー磁性層5…NiFe膜、膜厚5nm、
第2の強磁性層7b…Co膜、膜厚2.5nm、
非磁性中間層7c…Ru膜、膜厚0.9nm、
第1の強磁性層7a…Co膜、膜厚2.0nm、
バイアス層6…PtMn膜、膜厚30nm、
導電層8…Au膜、膜厚30nm

【0192】また、比較として基板上に図9と同様の構成のスピバルブ型薄膜磁気素子30を作製し、熱処理した後に、基板にかけ

る温度を0℃(273K)～400℃(673K)に変更したときの各温度におけるバイアス層26と強磁性層27との界面に発生する交換結合磁界(Hex)を測定した。結果を図8に合わせて示す。また、ここで作製した比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子を構成する各層の構成材料および膜厚は以下のように設定したものである。

反強磁性層22…PtMn膜、膜厚30nm、
固定磁性層23…Co膜、膜厚3nm、
フリー磁性層55…NiFe膜、膜厚5nm、
強磁性層27…Co膜、膜厚2.0nm、
バイアス層26…PtMn膜、膜厚30nm、
導電層28…Au膜、膜厚30nm
【0193】図8に示した結果から実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、基板温度が0℃(273K)～400℃(673K)の範囲では、比較例のスピバルブ型薄膜磁気素子よりも大きな交換結合磁界が得られていることがわかり、また、実施例の薄膜磁気素子は基板温度が250℃(523K)のときでも13.6kA/m(175 Oe)を越える交換結合磁界が得られている。従って、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、比較例のものに比べて高温環境下における交換結合磁界の低下が少なく、耐熱性が優れていることがわかる。また、実施例のスピバルブ型薄膜磁気素子は、熱処理温度を変更することにより、バイアス層と第1の強磁性層との間に発生する交換結合磁界の大きさを好ましい大き

さに変更することも可能である。

【0194】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、該反強磁性層に接して形成され、該反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、該固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層とからなる積層体と、上記フリー磁性層の磁化方向を上記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるバイアス層と、該バイアス層に接して形成された強磁性層と、上記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを基板上に有するスピンバルブ型薄膜磁気素子であり、上記強磁性層は、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうして磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことにより、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界が向上し、これによってエクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくできるので、フリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができるようにして、トラック幅の両端の再生波形の安定性を向上でき、また、バイアス層と強磁性層との界面に発現する交換結合磁界(Hex)の大きさが同じ場合、従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子よりもバイアス層の厚みを薄くすることができる。

【0195】また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のいずれかの構成の本発明のスピンバルブ型薄膜磁気素子が備えられたことにより、耐熱性に優れ、反強磁性材料からなるバイアス層と強磁性層との界面に十分な交換結合磁界が得られ、エクステンジバイアスのピンニング磁界を大きくでき、これによってフリー磁性層の磁化方向を一方向に確実に揃えることができ、バルクハウゼンノイズの発生を防止でき、また、上記フリー磁性層のトラック部両側部分の磁化方向が乱れることがなく、トラック幅の両端の再生波形に異常が生じるのを防止でき、再生波形の安定性を向上でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。また、シールド層に大きな段差が発生するのを防止できるので、シールド層上に形成されるインダクティブヘッドのギャップの歪みを低減させて磁気記録の際のエラーの発生を防ぐとともに、シールド層との絶縁を容易に確保でき、信頼性の高い薄膜磁気ヘッドとすることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の第1の実施形態であるスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図。

【図2】 本発明の第1の実施形態であるスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示す斜視図。

【図3】 本発明の第1の実施形態であるスピンバルブ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの要部を示す断面図。

【図4】 本発明の第2の実施形態であるスピンバルブ型薄膜磁気素子を示す断面図。

【図5】 図4に示したスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図6】 本発明の第3の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図7】 スピンバルブ型薄膜磁気素子のバイアス層の膜厚を変更したときのバイアス層の膜厚と交換結合磁界との関係を示すグラフ。

【図8】 予め熱処理されたスピンバルブ型薄膜磁気素子に相当する薄膜が形成された基板にかかる温度を変更したときの基板温度と交換結合磁界との関係を示すグラフ。

【図9】 従来のスピンバルブ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図。

【図10】 本発明の第4の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図11】 本発明の第5の実施形態のスピンバルブ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図12】 図10のスピンバルブ型薄膜磁気素子のフリー磁性層のM-H曲線を示す模式図である。

【符号の説明】

- 1、100、300、100a、100b スピンバルブ型薄膜磁気素子
- 2 反強磁性層
- 3、63 固定磁性層
- 4 非磁性導電層
- 5、75、75a フリー磁性層
- 6 バイアス層
- 7、7d 強磁性層
- 7a、7e 第1の強磁性層
- 7b、7f 第2の強磁性層
- 7c、7g 非磁性中間層
- 8 導電層
- 52 第1の固定磁性層
- 53 非磁性中間層
- 54 第2の固定磁性層
- 56、56a 第1のフリー磁性層
- 57 Co膜
- 57a CoFe合金膜
- 58 NiFe合金膜
- 58a CoFeNi合金膜
- 59 非磁性中間層
- 60、60a 第2のフリー磁性層
- 50 150 薄膜磁気ヘッド

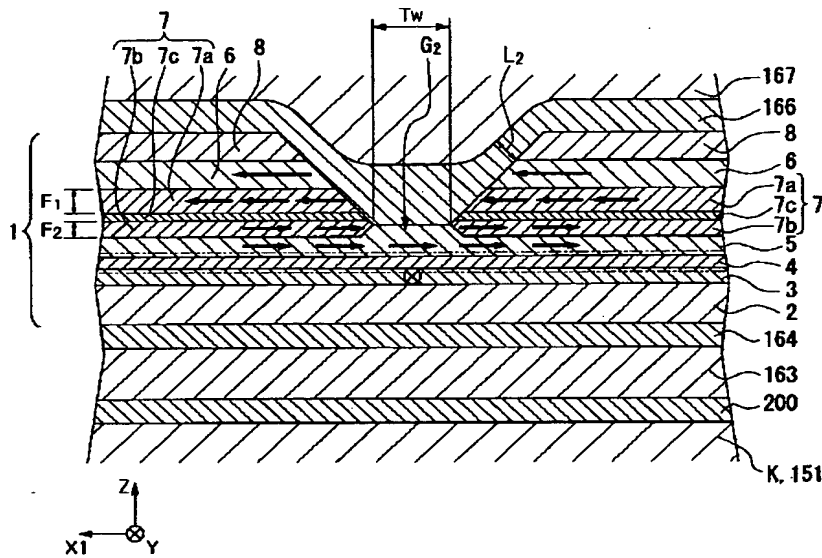
K 基板

 h_1 再生用GMRヘッド

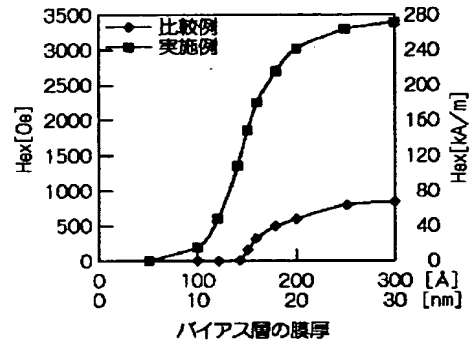
Tw トラック幅

 L_2, L_3 距離 H_{sf} スピントロップ磁界 H_s 飽和磁界

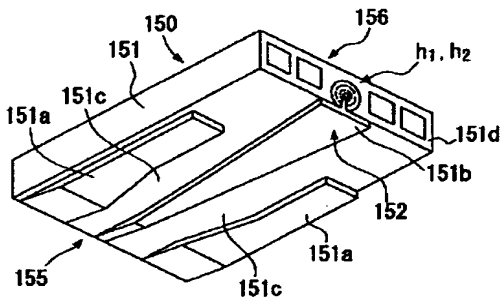
【図1】



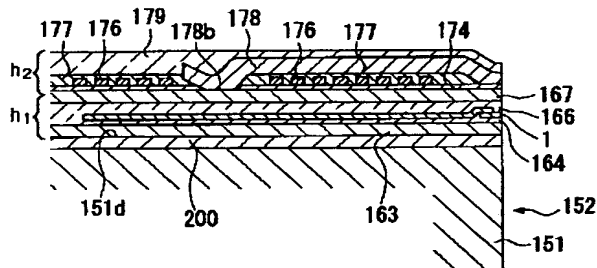
【図7】



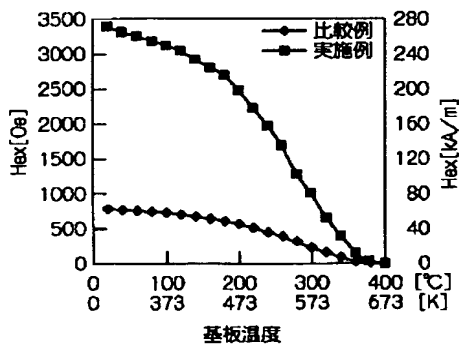
【図2】



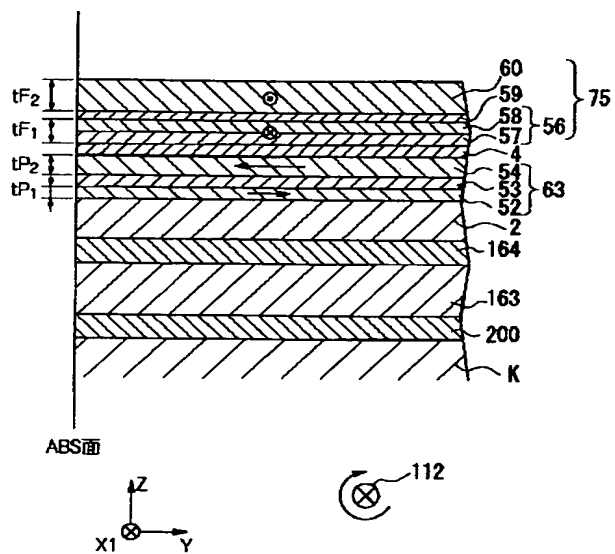
【図3】



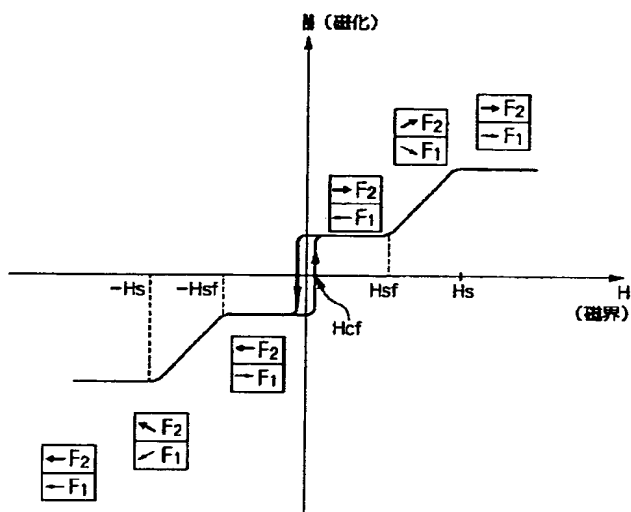
【図8】



【図4】



【図12】



【図5】

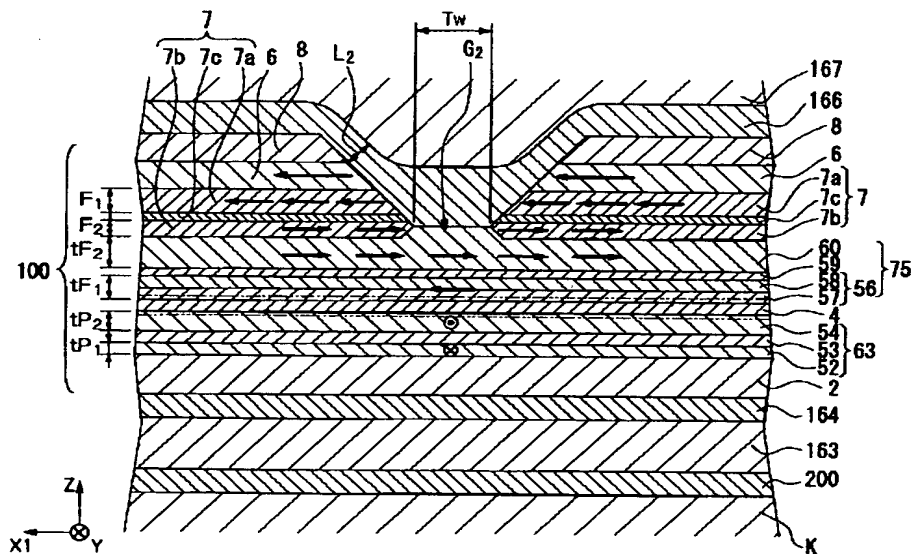
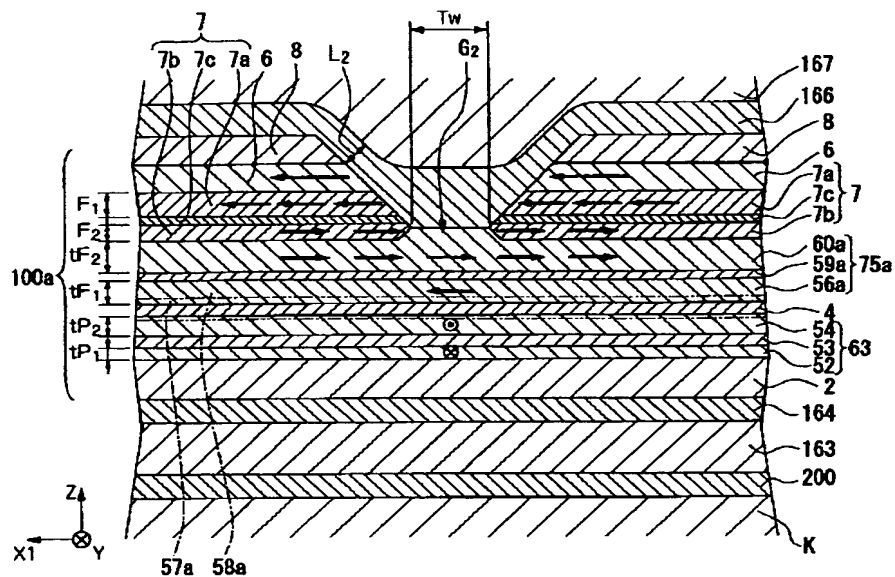
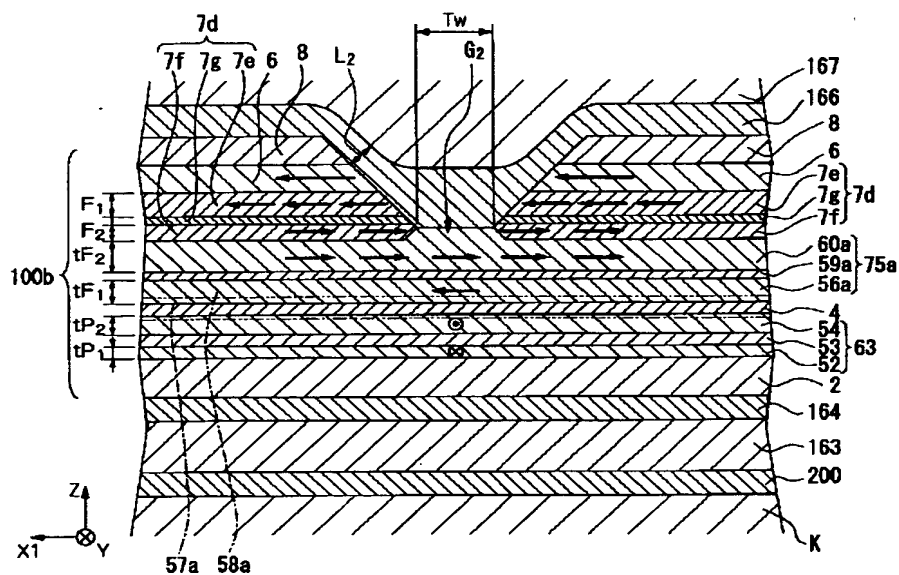


Fig. 1 is a cross-sectional view of a semiconductor device. The device includes a substrate 31 and a series of horizontal layers 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 32, and 34. A central region 30 contains a structure with a central layer 26a and side layers 27a and 28a. A gate structure 32a is located on the right side. Dimensions L_1 , Tw , and G_2 are indicated. A coordinate system (X1, Y, Z) is shown at the bottom left.

【図 10】



【図 11】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 7

H01F 10/32

識別記号

F I

G 0 1 R 33/06

テーマコード (参考)

R

(72) 発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプ
ス電気株式 会社内

(72) 発明者 梅津 英治

東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプ
ス電気株式 会社内

(72) 発明者 田中 健一
東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプ
ス電気株式 会社内

(72) 発明者 井出 洋介
東京都大田区雪谷大塚町 1 番 7 号 アルプ
ス電気株式 会社内